

dr hab. inż. Mariusz Maślak, prof. PK^{a)}*, mgr inż. Grzegorz Żwirski^{a)}

^{a)}Politechnika Krakowska / Cracow University of Technology

*Autor korespondencyjny / Corresponding author: mmaslak@pk.edu.pl

Zmiany strukturalne w stali konstrukcyjnej wywołane epizodami jej nagrzewania i stygnięcia podczas pożaru

Changes in Structural Steel Microstructures Following Heating and Cooling Episodes in Fires

Структурные изменения в строительной стали, вызванные эпизодами ее нагревания и охлаждения во время пожара

ABSTRAKT

Cel: Celem artykułu jest krótkie omówienie podstawowych zagrożeń wynikających z epizodów nagrzewania i stygnięcia stali konstrukcyjnej podczas pożaru, które mogą warunkować ewentualne dalsze użytkowanie elementów nośnych z niej wykonanych. Zagrożenia te wiążą się na ogół z termicznie indukowanymi i trwałymi zmianami obserwowanymi w mikrostrukturze stali wystudzonej po zakończeniu ekspozycji na ogień, z reguły niedostrzeganymi wizualnie podczas klasycznej inwentaryzacji przeprowadzanej po pożarze, której celem jest ocena stanu technicznego obiektu.

Metody: Struktura artykułu pozwala prześledzić kolejne, potencjalne formy zmian mikrostruktury stali konstrukcyjnej, najpierw inicjowane monotonicznym wzrostem temperatury tego materiału, a następnie mniej lub bardziej gwałtownym jego stygnięciem. W pierwszej kolejności omówiono skutki rozrostu ziaren ferrytu, w drugiej kolejności – efekty częściowej przemiany perlitu w austenit, a w końcu – zagrożenia determinowane zainicjowaniem w fazie chłodzenia przemiany bainitycznej i/lub martenzytycznej. Na tym tle podjęto dyskusję na temat konsekwencji ewentualnego powierzchniowego odwęglenia, a także możliwego wystąpienia zjawisk grafityzacji i/lub sferoidyzacji ziaren cementytu.

Wyniki: Wykazano, że zmieniające się w czasie, a przy tym niekontrolowane oddziaływanie wysokiej temperatury pożaru na stal konstrukcyjną z dużym prawdopodobieństwem prowadzi do wystąpienia w tym materiale niekorzystnych przemian strukturalnych, które z reguły skutkują drastycznym zmniejszeniem się jego efektywnej ciągliwości skojarzonym z wyraźnym zwiększeniem się jego twardości. Taki zestaw cech stali w przypadku dalszego jej użytkowania po pożarze nieuchronnie implikuje dużą jej podatność na kruche pęknięcie, a co za tym idzie – znaczne ryzyko nagłego i niespodziewanego zniszczenia wykonanych z niej elementów.

Wnioski: Klasyczna inwentaryzacja przeprowadzana po pożarze w celu oceny deformacji stalowego ustroju nośnego, uzupełniona jedynie o eksperymentalną weryfikację parametrów wytrzymałościowych charakteryzujących taką stal, nie wystarcza, by dostatecznie wiarygodnie wnioskować o przydatności tych elementów do ich dalszego użytkowania pod obciążeniem. Taka ocena musi być bowiem bezwzględnie poszerzona co najmniej o aposterioryczne badania mikrostruktury rozpatrywanego materiału oraz o próby pozwalające na sprawdzenie jego popożarowej twardości i udatności.

Słowa kluczowe: stal konstrukcyjna, pożar, mikrostruktura, przemiana fazowa, ferryt, perlit, bainit, martenzyt, grafityzacja, sferoidyzacja

Typ artykułu: oryginalny artykuł naukowy

Przyjęty: 03.08.2017; Zrecenzowany: 16.10.2017; Opublikowany: 29.12.2017;

Autorzy wnieśli równy wkład merytoryczny w powstanie artykułu;

Proszę cytować: BiTP Vol. 48 Issue 4, 2017, pp. 34–52, doi: 10.12845/bitp.48.4.2017.2;

Artykuł udostępniany na licencji CC BY-NC-SA 4.0 (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-sa/4.0/>).

ABSTRACT

Aim: The aim of this article is to provide a brief review of the basic hazards which might affect the potential re-use of bearing members made of structural steel following exposure to heating and cooling episodes in a fire. These hazards generally involve thermally induced and permanent changes observed in the microstructure of the steel after the fire is extinguished, usually not seen during a standard post-fire inventory aimed at assessing the technical condition of the building.

Methods: The article's structure guides the reader through the successive potential forms of changes in the microstructure of structural steel, initiated by a monotonic increase in the temperature of the material, and followed by its more or less rapid cooling. The article first discusses the effects of ferrite-grain growth, then proceeds to a description of the effects of a partial pearlite-to-austenite transformation, and finally addresses the threats created by the initiation of a bainitic and/or martensitic transformation during the cooling phase. In this context, it discusses the consequences of potential surface decarburisation and the results of the possible occurrences of graphitisation and/or spheroidisation of cementite grains.

Results: It has been shown that the time-varying and uncontrolled impact on structural steel of a high fire temperature is likely to lead to the occurrence of unfavourable structural changes in this material, which usually result in a dramatic decrease in the effective ductility, coupled with a marked increase

in hardness. In structural members re-used after a fire, such a set of features inevitably implies the high vulnerability of this type of steel to brittle fracture, and, consequently, carries a significant risk of the sudden and unexpected destruction of the components made of it.

Conclusions: The standard post-fire inventory of member deformations in the steel-bearing structure, supplemented only by the experimental verification of such steel-strength parameters, is not sufficient to reasonably conclude that these members are suitable for re-use under load. Such an assessment must be extended at least by a detailed study of the microstructure of the material under consideration, made *a posteriori*, and also by tests which allow the verification of its post-fire hardness and impact strength.

Keywords: structural steel, fire, microstructure, phase transition, ferrite, pearlite, bainite, martensite, graphitisation, spheroidisation

Type of article: original scientific article

Received: 03.08.2017; Reviewed: 16.10.2017; Published: 30.12.2017;

The authors contributed equally to this article;

Please cite as: BITP Vol. 48 Issue 4, 2017, pp. 34–52, doi: 10.12845/bitp.48.4.2017.2;

This is an open access article under the CC BY-NC-SA 4.0 license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-sa/4.0/>).

АННОТАЦИЯ

Цель: Цель статьи – кратко обсудить основные угрозы, возникающие в результате нагрева и охлаждения конструкционной стали во время пожара, которые могут влиять на дальнейшее использование несущих элементов, изготовленных из неё. Эти угрозы обычно связаны с термически-индуцированными и постоянными изменениями, наблюдаемыми в микроструктуре стали, охлажденной после ее контакта с огнем, которые, как правило, визуально незаметны во время классической инвентаризации, проведенной после пожара, целью которой является оценка технического состояния объекта.

Методы: Структура статьи позволяет проследить очередные, потенциальные формы изменений микроструктуры конструкционной стали, сначала вызванные монотонным ростом температуры этого материала, а в дальнейшем менее или более резким его охлаждением. В первую очередь были обговорены последствия роста зерен феррита, во вторую – эффекты частичного изменения перлита в аустенит, и, наконец – угрозы, обусловленные инициацией в фазе охлаждения бейнитового или мартенситского перехода. На этом фоне была поднята дискуссия на тему последствий возможной поверхностной декарбонизации, а также возможного присутствия явлений графитизации или сфероидизации зерен цементита.

Результаты: Было выявлено, что меняющиеся во времени, а при этом неконтролируемое влияние высокой температуры пожара на конструкционную сталь с большой вероятностью приводит к появлению в данном материале неблагоприятных структурных изменений, которые, как правило, приводят к резкому уменьшению его эффективной гибкости, связанной с четким увеличением его твердости. Такой состав характеристик стали в случае ее дальнейшего использования после пожара подразумевает ее большую восприимчивость к растрескиванию и, следовательно – к значительным рискам внезапного и неожиданного разрушения изготовленных из нее компонентов.

Выводы: Классическая инвентаризация, проведенная после пожара в целях оценки деформации стальной грузоподъемной структуры, дополненная только проверкой параметров прочности, характеризующих такую сталь, недостаточна, чтобы точно определить пригодность этих элементов для их дальнейшего использования под нагрузкой. Такая оценка должна быть обязательно дополнена, как минимум, апостериорными исследованиями микроструктуры рассматриваемого материала и пробами, позволяющими проверить его твердость и прочность после пожара.

Ключевые слова: конструкционная сталь, микроструктура, фазовый переход (фазовое превращение), феррит, перлит, бейнит, мартенсит, графитизация, сфероидизация

Вид статьи: оригинальная научная статья

Принята: 03.08.2017; Рецензирована: 16.10.2017; Опубликована: 29.12.2017;

Авторы внесли одинаковый вклад в создание этой статьи;

Просим ссылаться на статью следующим образом: BITP Vol. 48 Issue 4, 2017, pp. 34–52, doi: 10.12845/bitp.48.4.2017.2;

Настоящая статья находится в открытом доступе и распространяется в соответствии с лицензией CC BY-NC-SA 4.0 (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-sa/4.0/>).

Wprowadzenie

Ekspert oceniający, czy stalowy element konstrukcyjny po epizodach gwałtownego nagrzewania i stygnięcia podczas pożaru oraz po usunięciu nalotu będącego skutkiem zwykłego osmolenia jest przydatny do ponownego wykorzystania w ustroju nośnym, przeprowadza na ogół szczegółową inwentaryzację zaobserwowanych *post factum* termicznie indukowanych deformacji. Uzupełnia ją zazwyczaj jedynie o laboratoryjne badanie granicy plastyczności i wytrzymałości na rozciąganie wystudzonego, ale przetworzonego pod wpływem ekspozycji na ogień materiału. Tak ograniczony zestaw badań trzeba jednak uznać za znacznie niewystarczający. Powszechnie wiadomo, że stal konstrukcyjna najpierw poddana działaniu wysokiej temperatury pożaru,

Introduction

Experts evaluating whether a steel structural member following episodes of rapid heating and cooling in a fire, and the removal of residue resulting from ordinary sooting, is fit for re-use in a load-bearing structure, generally conduct a detailed inventory of the thermally induced deformations observed after the fire event. This is usually supplemented only by laboratory tests of the yield limit and the tensile strength of the cooled-down material following a transformation induced by exposure to fire. However, such a limited set of tests might be considered highly insufficient. It is well known that structural steel first exposed to high temperature in a fire, and then cooled down to its initial temperature by free cooling or rapid cooling

a następnie z powrotem doprowadzona do temperatury początkowej przez swobodne stygnięcie lub też, co niewątpliwie potęguje opisywany efekt, przez gwałtowne chłodzenie wodą w trakcie prowadzonej akcji gaśniczej nie jest już tym samym materiałem, który opisywały modele teoretyczne sformalizowane *a priori* dla badanego ustroju bez uwzględnienia wpływu pożaru. Szczególnie niebezpieczne na tym polu wydaje się to, że po zakończeniu ekspozycji na ogień istnieje duże prawdopodobieństwo wyraźnego zmniejszenia się efektywnej ciągliwości stali, któremu towarzyszy znaczące zwiększenie się jej kruchości. Tego typu zjawiska są nieuchronnym skutkiem trwałych zmian zachodzących w strukturze stali pod wpływem początkowo monotonicznie wzrastającej, a następnie mniej lub bardziej gwałtownie malejącej temperatury otoczenia. Zachodzą one nawet wtedy, gdy w trakcie pożaru w badanej stali nie została osiągnięta temperatura inicjująca przemianę perlityczną. Z tego względu w pracy [1] postulowano, żeby w ekspertyzach popożarowych niezbędnym elementem rozważań, oprócz tradycyjnie przeprowadzanych analiz przeprowadzanych, stała się aposterioryczna weryfikacja mikrostruktury materiału uzupełniona o badania jego uduchowienia i twardości. Pokazano tam i krótko przedyskutowano podstawowe czynniki wpływające na osłabienie stali po epizodach nagrzewania i stygnięcia podczas pożaru. Celem niniejszej analizy jest bardziej szczegółowy przegląd zagrożeń wynikających z termicznie generowanych zmian w strukturze stali podczas i po bezpośredniej ekspozycji na ogień, z reguły niedostrzeganych wizualnie, niemniej jednak determinujących jej przyszłe zachowanie pod obciążeniem.

Obróbka cieplna stali konstrukcyjnej jest jedną z podstawowych technik zapewniających polepszenie właściwości użytkowych tego materiału. Składają się na nią procesy o ściśle zaplanowanym i zaprojektowanym, a następnie kontrolowanym przebiegu, takie jak: wyżarzanie, hartowanie, odpuszczanie, a także przesycaanie i starzenie [2, 3]. Trudno jednak odnosić je i w jakikolwiek sposób przyrównywać do charakteru oddziaływania temperatury na stal w warunkach pożaru. W tej sytuacji ma ono bowiem przebieg losowy i z pewnością niezależny od woli człowieka, a zatem i niekontrolowany, dający w efekcie niejednorodne pole temperatury z parametrami zmieniającymi się chaotycznie, często bardzo gwałtownie lub nawet jedynie lokalnie. Efekty tego nie mogą zatem prowadzić do stanu pożądanego przez użytkownika. Na ogół więc, analizując skutki takiego oddziaływania po wystudzeniu badanej konstrukcji, należy oczekiwać znaczącego i trwałego pogorszenia się właściwości użytkowych badanej stali, w szczególności takich, które stawiają pod znakiem zapytania jej przydatność do dalszego wykorzystania w urządzeniach nośnych.

Charakterystyka typowych stali konstrukcyjnych stosowanych w Polsce

Podstawowe gatunki stali stosowane obecnie w konstrukcjach obiektów budowlanych to S235 oraz S355. Należą one do grupy tak zwanych stali podutektoidalnych. Mają zatem typową strukturę ferrytyczno-perlityczną. Ich skład chemiczny regulują wymagania normy PN-EN 10025 [4], co oznacza że, odpowiednio:

dla stali S235: $C \leq 0,170\%$, $Mn \leq 1,40$, $S \leq 0,035\%$, $P \leq 0,035$; (1)

with water during a firefighting operation (which clearly magnifies the described effects), is not the same material as the one described by theoretical models formalised *a priori* for the studied structure without taking into account the impact of the fire. The fact that exposure to fire leads to a high probability of a considerable decrease in effective ductility combined with a significant increase in brittleness is particularly dangerous. Such phenomena inevitably follow from permanent changes in steel microstructures resulting from the initial monotonic increase and a subsequent more or less rapid decrease in ambient temperature. These changes occur even in cases where the tested steel did not reach the temperature initiating pearlite transformation during the fire. For this reason, it was suggested in [1] that the essential issue to be considered in post-fire evaluation, in addition to standard analyses, should be an *a posteriori* verification of the material's microstructure combined with an impact-toughness and hardness test. It also demonstrated and briefly discussed the main factors contributing to the weakening of steel following heating-and-cooling episodes in a fire. The aim of this analysis is to provide a more detailed review of the threats arising from thermally induced changes in steel microstructures during and after direct exposure to fire, usually not observable by visual inspection, but determining its future behaviour under load.

The heat treatment of structural steel is one of the basic techniques for improving the performance of this material. It involves a number of specifically planned, designed and controlled processes, such as annealing, hardening, and tempering, as well as solution heat treatment and ageing [2, 3]. These processes, however, are hardly comparable to the nature of the thermal impact on steel exposed to fire. Under such circumstances, the process is random and clearly out of control, resulting in a heterogeneous temperature field with chaotically changing parameters, involving rapid or even only local changes. Such a process will not yield the desired results. In analysing the consequences after the cooling down of the studied structure, a permanently impaired performance is, therefore, generally expected, particularly with regard to those parameters which affect its potential re-use in load-bearing structures.

The characteristics of typical structural steels used in Poland

The main steel grades currently used in building structures are S235 and S355. These grades belong to the group of sub-eutectoid steels, which means they exhibit a typical ferrite-pearlite structure. Their chemical compositions, governed by the PN-EN 10025 standard [4], are as follows

S235 steel: $C \leq 0.170\%$, $Mn \leq 1.40$, $S \leq 0.035\%$, $P \leq 0.035$; (1)

dla stali S355: $C \leq 0,240\%$, $Mn \leq 1,60$, $S \leq 0,035\%$, $P \leq 0,035$. (2)

Stale S355 coraz częściej wytwarzane są w stanie normalizowanym lub w stanie po walcowaniu termomechanicznym, dzięki czemu mają strukturę drobnoziarnistą. Mogą być również dostarczane w stanie surowym, co jednak wiąże się z nieco większym rozmiarem ziaren. Stale S235 są z reguły produkowane w stanie surowym. Współcześnie produkcja stali konstrukcyjnych odbywa się w konwertorach przy zastosowaniu końcowego odtleniania z wykorzystaniem aluminium. Dalszym etapem wytwarzania jest ciągłe odlewanie oraz walcownie na gorąco. Konsekwencją przeróbki plastycznej na gorąco jest pasmowość struktury. Pasma determinują segregację fosforu, a także segregują wtrącenia niemetaliczne, głównie zawierające krzem i siarkę. Struktura taka jest w zasadzie trwała. Może być intencjonalnie usunięta przez bardzo szybkie chłodzenie, co jednak często prowadzi do zainicjowania przemiany martenzytycznej. Strukturę pasmową obserwuje się wyraźnie w zasadzie jedynie na przekroju podłużnym badanego materiału. Jej konsekwencją są różne właściwości mechaniczne odnotowywane dla próbek pobranych wzdłuż oraz w poprzek kierunku walcowania. Podwyższona zawartość węgla oraz manganu w stalach S355 (w stosunku do zawartości węgla i manganu w stalach S235) zwiększa przy tym procentowy udział perlitu w obserwowanej strukturze, a także powoduje dalsze rozdrobnienie ziaren (mangan hamuje bowiem przemianę perlityczną), co z kolei skutkuje większą wytrzymałością materiału. Poza tym w stalach S355, odpowiednio szybko chłodzonych, łatwiej niż w stalach S235 można uzyskać elementy struktury bainitycznej lub martenzytycznej.

W starszych konstrukcjach powszechnie stosowano stale St3S (będące odpowiednikami współczesnych stali S235) oraz stale 18G2 (obecnie zastąpione przez stale S355). Mimo że mają one właściwości mechaniczne podobne do odpowiadających im stali współczesnych, technologia ich wytwarzania była nieco odmienna. Kiedyś bowiem w większości przypadków stosowano odlewanie do wlewnic, w których następnie inicjowano proces odtleniania. W zależności od ilości i rodzaju stosowanych odtleniaczy wytwarzano stale uspokojone, a także stale półuspokojone i nieuspokojone (oznaczone odpowiednio dodatkowymi symbolami X i Y). Dopiero z chwilą upowszechnienia technologii ciągłego odlewania stali wprowadzono odtlenianie z wykorzystaniem aluminium, dzięki czemu wyeliminowano odgazowywanie przez proste utlenianie węgla, niekorzystne ze względu na lokalne zakłócenia jednorodności otrzymanej struktury. Te gatunki stali dostarczano z reguły w stanie surowym. Ze względu na wyżej opisany, mało nowoczesny sposób ich produkcji oraz ze względu na nieco większą niż w stalach produkowanych współcześnie zawartość siarki i fosforu stale te na ogół charakteryzowały się znacznie wyraźniejszą strukturą pasmową, a więc i mocniejszą anizotropią cech mechanicznych.

Utlenianie powierzchni stali poddanej działaniu ognia i wywołane tym zmiany obserwowane w elementach inwentaryzowanych po pożarze

W warunkach pożaru na konstrukcyjne elementy stalowe w sposób pośredni (jeśli są one w jakikolwiek sposób izolowane

S355 steel: $C \leq 0.240\%$, $Mn \leq 1.60$, $S \leq 0.035\%$, $P \leq 0.035$. (2)

S355 steel is increasingly often prepared in a normalised state or following thermomechanical rolling, which results in a fine-grained structure. It can also be supplied raw, but this results in increased grain size. S235 steel is usually produced raw. Modern structural-steel manufacturing involves converters and final deoxidation using aluminium. The next stage is continuous casting and hot rolling. Hot forming results in a banded structure. The bands determine the segregation of phosphorus and non-metallic inclusions, mainly containing silicon and sulphur. Such a structure is generally durable. It can be intentionally removed by means of rapid cooling, although it often leads to martensitic transformation. A banded structure is generally clearly observable only in a longitudinal section of the studied material. It influences a number of mechanical properties observed for samples collected longitudinally and transversely to the rolling direction. The increased carbon and manganese content in S355 grade steel (relative to the carbon and manganese content in S235 grade steel) also results in a higher percentage of pearlite in the observed structure, and leads to finer grains (as manganese inhibits pearlite transformation), thereby increasing material strength. Furthermore, when the appropriate rapid cooling is applied, it is easier to obtain elements of bainitic or martensitic structure in S355 than in S235 grade steel.

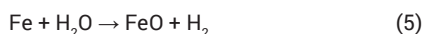
The predominant steel grades in older structures used to be St3S (equivalent to S235) and 18G2 (replaced by S355). Although their mechanical properties are similar to their modern counterparts, their manufacturing technology was slightly different. Before the introduction of modern technologies, most steel manufacturing involved pouring steel into moulds, where the de-oxidation process was initiated. Depending on the amount and type of de-oxidant, killed, semi-killed or non-killed steel was produced (marked with the additional symbols X and Y, respectively). Only after continuous casting began to be widely used was aluminium de-oxidation introduced, thus eliminating degassing by simple carbon oxidation, which was unfavourable due to local disturbances in structure homogeneity. Those steel grades were usually supplied raw. Due to the outdated manufacturing process, and slightly higher sulphur and phosphorus content than in modern steel, such steel grades were usually characterised by considerably more pronounced banded structures, resulting in the higher anisotropy of mechanical properties.

The oxidation of the surface of steel exposed to fire and the resultant changes in members in a post-fire inventory

Fire causes the indirect (if there is any insulation by means of passive fire protection) or direct (if no such

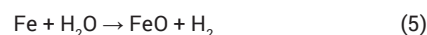
RESEARCH AND DEVELOPMENT

przez zastosowanie środków biernej ochrony przed ogniem) lub bezpośredni (gdy takiej ochrony brak) oddziałuje nagrzane do wysokiej temperatury powietrze atmosferyczne, często znacznie wzbogacone w dwutlenek węgla, w wyniku czego następuje niekorzystne zjawisko utleniania powierzchni zewnętrznej tych elementów. Gazami utleniającymi są tu: tlen cząsteczkowy (O_2), dwutlenek węgla (CO_2) i para wodna (H_2O). Proces ten przebiega zgodnie z następującymi reakcjami:



W tym przypadku utlenianie zachodzi na drodze dyfuzji odrzenuowej. W jego efekcie na powierzchni stali tworzy się warstwa tlenków, której grubość jest determinowana przez dyfuzję jonów żelaza z równoważną liczbą elektronów z fazy metalicznej do granicy faz metal – zgorzelina. Po zakończeniu ekspozycji na ogień powierzchnia wystudzonej stali traci połysk i pokrywa się zwartą warstwą nalotową będącą jednofazowym produktem utleniania w całości złożonym z tlenku żelaza (FeO). Na podstawie koloru tej warstwy można dość wiarygodnie wnioskować o grubości nalotu tlenku a także, co niezmiernie ważne, oszacować maksymalną temperaturę, do jakiej inwentaryzowana stal była wygrzewana podczas wcześniejszej ekspozycji na ogień. Żółta barwa nalotu świadczy w tym przypadku o nagraniu stali do temperatury poniżej $250^\circ C$. Odpowiada jej warstwa tlenku żelaza o grubości około $0,05 \mu m$. Taka obserwacja pozwala wstępnie twierdzić, że po wystudzeniu stal nie utraciła znacząco swoich pierwotnych właściwości użytkowych, ani tych determinujących jej plastyczność, ani tych określających jej wytrzymałość. Przy nagraniu stali do temperatury $250-400^\circ C$ grubość warstwy tlenku żelaza z reguły się zwiększa do około $0,08 \mu m$, czemu odpowiada charakterystyczna niebieska barwa nalotu [5]. Nadal jednak warstwa utleniona ma strukturę jednofazową. W przypadku typowej stali konstrukcyjnej może wówczas wystąpić zjawisko starzenia będące skutkiem wydzielania się cementytu trzeciorzędowego lub węglikoazotków pierwiastków stopowych na granicach ziaren struktury. Wiąże się ono z pogorszeniem się właściwości plastycznych materiału przy równoczesnym zwiększeniu się jego kruchości. Powierzchnię utlenioną w ten sposób stali można przyrównać do tak zwanego obszaru kruchości zabarwionego na niebiesko, który powstaje w procesie spawania w pewnej odległości od spoiny. W tych warunkach, po stosunkowo krótkim czasie ekspozycji na ogień, struktura ferrytyczno-perlityczna obserwowana po pożarze nie różni się znacząco od struktury ferrytyczno-perlitycznej obserwowanej przed jego rozpoczęciem. Nie ma bowiem jeszcze możliwości zainicjowania procesów rekrystalizacji. Dłuższe nagrzewanie stali konstrukcyjnej w nieco wyższej temperaturze – $700-800^\circ C$, czyli w zasadzie powyżej wartości kojarzonej z rekrystalizacją, skutkuje wytworzeniem się grubszej i tym razem już wielofazowej warstwy tak zwanej zgorzeliny o złożonym składzie chemicznym. W jej skład wchodzi głównie różne tlenki żelaza, takie jak: FeO , Fe_2O_3 i Fe_3O_4 . W takim przypadku z powierzchnią stali graniczy faza FeO , w której żelazo występuje na najniższym stopniu utlenienia, a z atmosferą – faza Fe_2O_3 , w której żelazo występuje na najwyższym stopniu utlenienia. Warstwa zewnętrzna

(protection is present) exposure of structural-steel members to hot atmospheric air, often with a high carbon dioxide content, which results in the undesirable outer-surface oxidation in these members. The oxidation gases are molecular oxygen (O_2) and water vapour (H_2O). The process involves the reactions



In this case, oxidation occurs by way of outward diffusion. As a result, an oxide layer forms on the steel surface, with its thickness determined by the diffusion of iron ions with an equivalent number of electrons from the metallic phase to the scale/metal interface. After exposure to fire, the surface of the cooled-down steel loses its glossiness and becomes covered with a compact residue layer which is the single-phase product of oxidation, fully composed of iron oxide (FeO). The colour of this layer provides a fairly reliable method of assessing the thickness of the oxide residue, and also, which is extremely important, estimating the maximum temperature to which the analysed steel was exposed during the previous exposure to fire. If it is yellow, steel was heated to a temperature below $250^\circ C$. This corresponds to a $0.05\text{-}\mu m$ thick layer of iron oxide. This observation leads to the initial conclusion that steel did not lose its initial performance properties, nor the properties affecting its ductility or strength to a significant extent. When steel is heated to $250-400^\circ C$, the thickness of the iron-oxide layer is usually increased to about $0.08 \mu m$, which is evidenced in the characteristic blue colour of the residue [5]. The oxidised layer still retains its single-phase structure. In the case of typical structural steel, this might lead to ageing caused by the precipitation of tertiary cementite or carbonitrides of alloying elements at the extremities of structural grains. This impairs the material's ductile properties while also making it more brittle. The surface of steel oxidised in this way can be compared to the so-called brittle area, which is coloured blue, and forms in the welding process at a certain distance from the weld. Under such conditions, after a relatively short exposure to fire, the ferrite-pearlite structure observed after the fire does not exhibit any significant difference from the ferrite-pearlite structure observed before it started, as it is not yet possible to initiate the re-crystallisation processes. The longer heating of structural steel at a slightly higher temperature – $700-800^\circ C$, i.e. generally above the value associated with re-crystallisation, leads to the formation of a thicker, and this time multi-phase, layer of scale exhibiting a complex chemical composition. It is mainly composed of various iron oxides, such as FeO , Fe_2O_3 and Fe_3O_4 . In such a case, the FeO phase, in which iron is the least oxidised, borders the steel surface, and the Fe_2O_3 phase, where iron is the most oxidised, borders the atmosphere. The external layer of this type of residue is brittle and porous, and the steel surface itself is strongly eroded, without traces of smoothness or glossiness typical of materials observed at room temperature, which is the effect of oxygen diffusion from the material's

tego typu nalotu jest przy tym krucha i porowata, sama zaś powierzchnia stali pozostaje silnie zerodowana, bez śladów gładkości i połysku typowego dla metali obserwowanych w temperaturze pokojowej, co jest skutkiem wzmożonej w tak wysokiej temperaturze dyfuzji tlenu z całej objętości materiału [6]. W skrajnych przypadkach, kiedy stal konstrukcyjna była bardzo długo poddawana ekspozycji na ogień, po jej wystudzeniu można zaobserwować zjawisko tak zwanego spalenia materiału. Charakteryzuje się ono wnikiem atomów tlenu w głąb struktury, wzdłuż granic tworzących ją ziaren. Towarzyszy temu często nadtopienie granic tych ziaren w warstwie przypowierzchniowej. W przypadku wystąpienia tego typu zmian, nawet jeśli zaszły one jedynie lokalnie, na bardzo ograniczonym obszarze, w zasadzie wykluczone jest, by oceniany materiał został uznany za przydatny do dalszego użytkowania pod obciążeniem.

Przemiana początkowej struktury ferrytyczno-perlitycznej w strukturę bainityczną lub martenzytyczną **Chaotyczny rozrost ziaren w strukturze stali w trakcie jej nagrzewania podczas pożaru**

Sprawą podstawową dla rozważań na temat struktury stali konstrukcyjnej obserwowanej po pożarze jest jednoznaczna odpowiedź na pytanie, czy w trakcie nagrzewania temperatura w badanym materiale przekroczyła progową wartość A1, to znaczy, czy mogły zajść w nim przemiany fazowe. Jednak nawet gdy stwierdzi się, że do takiego przekroczenia nie doszło, z pewnością trzeba się liczyć ze zjawiskami, których zajście wewnątrz struktury zasadniczo wpłynęło na właściwości (wytrzymałość oraz plastyczność) badanego materiału. Typowym przykładem jest tu często obserwowany w strukturze stali konstrukcyjnej po pożarze indukowany termicznie chaotyczny i trwały rozrost ziaren. Efekt ten został wielokrotnie potwierdzony eksperymentalnie. Na przykład badania raportowane w pracy [7], w których amerykańską stal niskowęglową A572-50 [8] nagrzewano w piecu laboratoryjnym ze stałą prędkością 105°C/min do różnych poziomów temperatury (od 300°C do 700°C, z krokiem co 100°C). Ustaloną temperaturę utrzymywano następnie przez 200 min, po czym próbki gwałtownie chłodzono, umieszczając je w kąpielii prowadzonej w słonej wodzie z lodem. Pomiar średnicy ziaren mikrostruktury badanej stali pokazał, że do temperatury 600°C wymiar ten wynosił średnio 50 µm i nie zmieniał się istotnie w stosunku do średnicy mierzonej *a priori* dla próbek przed eksperymentem, w temperaturze pokojowej. Zasadniczą różnicę wykazał dopiero pomiar wykonany dla stali ogrzanej do 700°C, dla której średni rozmiar ziarna wynosił aż 74 µm. W tej temperaturze zaobserwowano zresztą również stopniowe zanikanie ziaren perlitu, a także początki sferoidyzacji cementytu. Tego typu zjawiska bardziej szczegółowo omówiono w dalszej części pracy.

Jak już wspomniano, rozrost ziaren mikrostruktury stali konstrukcyjnej w procesie jej nagrzewania podczas pożaru jest ze swej natury dość chaotyczny, a przez to – w przypadku elementów niepoddanych wyraźnemu i ukierunkowanemu oddziaływaniu przyłożonego z zewnątrz obciążenia – słabo uporządkowany. Z tego względu jego zainicjowanie z reguły niszczy pasmowość

whole volume intensified in such high temperatures [6]. In extreme cases, where structural steel has been exposed to fire for extended periods of time, the burning of the material can be observed after cooling down. It involves oxygen atoms' infiltrating the structure along the boundaries of the material's grains. This is often accompanied by a slight melting of the grain boundaries in the near-surface layer. Such changes, even if they are only local and affect a very limited area, generally exclude the possibility of qualifying the studied material as fit for re-use under load.

The transformation of an initial ferrite-pearlite structure into a bainitic or martensitic structure **Chaotic grain growth in steel microstructures when heated in a fire**

For the consideration of structural steel microstructures observed after a fire, it is essential to answer the question of whether the temperature in the studied material exceeded the threshold value of A1 during heating, i.e. whether phase transitions have occurred. However, even if it were determined that no such event had occurred, there is a definite possibility that certain phenomena had occurred inside the structure which significantly affected the properties (strength and ductility) of the studied material. The typical example here is thermally induced chaotic and permanent grain growth frequently observed in structural-steel microstructures after a fire. This effect has been confirmed in multiple experiments. For example, studies reported in [7], in which American low-carbon steel, A572-50 [8] was heated in a laboratory furnace at a constant rate of 105°C/min. to various temperature levels (from 300°C to 700°C, with steps of 100°C). A fixed temperature was then maintained for 200 minutes, after which the samples were rapidly cooled down by being placed in a salt-water ice bath. A measurement of the microstructure grain diameter in the studied steel demonstrated that up to the temperature of 600°C it was 50 µm on average, and did not change significantly in relation to the diameter measured *a priori* for samples before the experiment at room temperature. A significant difference was only shown by the measurement made for steel heated to 700°C, for which the average grain size was as large as 74 µm. In this temperature the gradual disappearance of pearlite grains was also observed, combined with the early stages of cementite spheroidisation. Such phenomena are described in more detail later in this article.

As mentioned, microstructure grain growth in structural steel during the heating process in a fire is naturally quite chaotic, and as such – in the case of elements not subjected to the clear and directed influence of an externally-applied load – poorly structured. Consequently, its initiation generally destroys the banded structure if it were previously intentionally

tej struktury, jeśli tylko była ona wcześniej intencjonalnie wytworzona przez człowieka w procesach metalurgicznych w celu uzyskania odpowiednio wysokiej wytrzymałości materiału. Dotyczy to zwłaszcza szczególnie pieczołowicie kształtowanych struktur wysokogatunkowych stali konstrukcyjnych, których granica plastyczności znajduje się znacznie powyżej 400 MPa [9]. Taki efekt opisano i przedyskutowano na przykład w pracy [10].

Częściowa przemiana perlitu w austenit skutkująca pojawieniem się struktury drobnoziarnistej w stali nagrzewanej podczas pożaru

Jeżeli temperatura stali konstrukcyjnej poddanej ekspozycji na ogień osiągnie podczas pożaru 700-800°C, to należy się liczyć z tym, że w materiale zostanie zainicjowana częściowa przemiana perlitu w austenit. W tych warunkach część ziaren może ulec przemianie typowej dla stosowanego w tradycyjnej obróbce cieplnej wyżarzania normalizującego. W pierwszej fazie tego procesu, związanej z nagrzewaniem materiału, z perlitu powstaje austenit o niewielkiej wielkości ziarna. W kolejnej fazie, tym razem skojarzonej z chłodzeniem i stygnięciem stali (jednak pod warunkiem, że temperatura materiału będzie obniżana z odpowiednio małą szybkością) powinna ponownie wytworzyć się w niej struktura ferrytyczno-perlityczna, ale tym razem o ziarnach znacznie drobniejszych niż te, które obserwowano przed zainicjowaniem przemiany. Wyżej opisane zjawiska zachodzą na drodze dyfuzji atomów węgla oraz żelaza. Zauważono je na przykład w eksperymencie raportowanym w pracy [11], w którym badaniom poddano mikrostrukturę stali konstrukcyjnej wytopionej z lokalnego złomu i użytej do wyprodukowania prętów stosowanych później do zbrojenia betonu. Rozpatrywano przy tym trzy równoliczne grupy próbek, z których każda odnosiła się do stali pochodzącej od innego wytwórcy. Stałe w każdej grupie, choć podobnego typu, różniły się zatem składem chemicznym, a to w efekcie przekładało się na ich odmienne właściwości mechaniczne stwierdzone w temperaturze pokojowej. Poszczególne próbki najpierw nagrzewano w piecu laboratoryjnym do temperatur: 100°C, 300°C, 500°C, 600°C, 900°C i 1000°C, a następnie, po jednogodzinnym przetrzymaniu w ustalonej temperaturze, zapewniano im swobodne stygnięcie w powietrzu. W wyniku przeprowadzonego eksperymentu, niezależnie od rozpatrywanej grupy próbek, ustalono, że po ich nagrzaniu do temperatury nieprzekraczającej 500°C, a następnie wystudzeniu nie obserwowano znaczących zmian w rozmiarze ziaren mikrostruktury. Zarówno przed badaniem, jak i po nim wynosił on średnio 17,3 μm, co oznacza, że badaną strukturę należało kojarzyć ze strukturą raczej drobnoziarnistą. Sytuacja zmieniła się wyraźnie przy ogrzewaniu próbek do temperatury powyżej 500°C. W tym przypadku, po eksperymencie, w wystudzonej stali obserwowano znacznie mniejszy średni rozmiar ziaren. Wynosił on bowiem finalnie odpowiednio: 15,7 μm – gdy próbki nagrzewano w temperaturze 600°C, 13,8 μm – gdy próbki nagrzewano w temperaturze 900°C i jedynie 12 μm – gdy próbki nagrzewano do 1000°C.

Ziarna ferrytu i perlitu niebiorące udziału w częściowej przemianie perlitycznej zachowują w takich okolicznościach pierwotną wielkość i pierwotny kształt. W przypadku zastosowania stali w stanie surowym otrzymaną strukturę można porównać do zanej z procesów metalurgicznych struktury typowej dla tak

created artificially in metallurgical processes in order to obtain a high material strength. This particularly relates to the meticulously shaped microstructures of high-grade structural steels, whose yield limit is considerably higher than 400 MPa [9]. This effect was described and discussed, e.g. in [10].

The partial transformation of pearlite into austenite, resulting in the formation of a fine-grained microstructure in steel heated in a fire

If the temperature of structural steel exposed to fire reaches 700-800°C, the initiation of a partial pearlite-to-austenite transformation within the material is possible. In such conditions, some grains might undergo a transformation typical of normalisation as used in standard heat treatment. In the first stage of this process, involving material heating, pearlite transforms into fine-grained austenite. In the next stage, which is associated with the cooling down of steel (provided that the temperature of the material has been reduced at a sufficiently low rate) the ferrite-pearlite microstructure should form again, although with much-finer grains than observed before the transformation was initiated. These phenomena occur through the diffusion of carbon and iron atoms. They were observed, e.g. in the experiment reported in [11], which studied the microstructure of structural steel melted from local scrap and used to produce reinforcing bars. Three equally numerous groups of samples were considered, each from a different manufacturer. The steels in each group, although of similar types, differed in terms of their chemical composition, which translated into their different mechanical properties observed at room temperature. The individual samples were first heated in a laboratory furnace to the temperatures of 100°C, 300°C, 500°C, 600°C, 900°C and 1000°C and then, after being kept for one hour at a fixed temperature, they were left to cool down freely in air. As a result of the experiment, it was determined across sample groups that after their heating to a temperature of up to 500°C, and the subsequent cooling down, no significant changes in microstructure grain size were observed. Both before and after the test, the grain size was 17.3 μm on average, which means that the investigated structure was fine-grained. The situation changed markedly as the samples were heated to a temperature above 500°C. In this case, the steel cooled down after the experiment showed a considerably lower average grain size. The final values were as follows: 15.7 μm – when the samples were heated to a temperature of 600°C, 13.8 μm – when the samples were heated to a temperature of 900°C and only 12 μm – when the samples were heated to 1000°C.

The ferrite and pearlite grains which were not involved in the partial pearlite transformation retain their initial size and shape under such conditions. When using raw steel, the obtained structure can be compared to the structure typical of under-annealing known from metallurgical processes. It is partly composed of non-transformed ferrite and partly of fine pearlite mixed with ferrite. Modern normalised or

zwanego wyżarzania niepełnego. Składa się ona częściowo z nieprzemienionego ferrytu i częściowo z drobnego perlitu wymieszanego z ferrytem. We współczesnych stalach normalizowanych lub stalach walcowanych termomechanicznie tego typu zauważalne zmiany w mikrostrukturze raczej nie wystąpią.

Przemiana bainityczna i przemiana martenzytyczna jako skutki gwałtownego chłodzenia stali w fazie jej stygnięcia po pożarze

Wyżej opisana przemiana, jeśli zostanie zaobserwowana, nie powinna niekorzystnie wpływać na inwentaryzowaną po pożarze konstrukcję stalową. Co więcej, otrzymana w jej wyniku struktura wiąże się nawet z niewielką poprawą właściwości mechanicznych stali, w tym szczególnie jej wytrzymałości i granicy plastyczności. Sytuacja zmieni się jednak diametralnie, gdy chłodzenie stali będzie przebiegało znacznie intensywniej. Dzieje się tak zazwyczaj przy typowej akcji gaśniczej, zwłaszcza takiej, podczas której silnie rozgrzane elementy stalowe są obficie polewane zimną wodą. Wtedy obok nieprzemienionego ferrytu w strukturze stali powstają z reguły ogniska perlitu o stosunkowo grubych płytkach. W stali konstrukcyjnej zawierającej 0,22–0,24% węgla (a więc na przykład w stali S355) niewykłuczone jest wytworzenie się w takich warunkach tak zwanej struktury Widmanstättena charakteryzującej się występowaniem ferrytu w postaci igieł. Przy wspomnianym udziale procentowym węgla do jej powstania wystarczą bowiem wartości temperatury nieznacznie tylko przewyższające progowy poziom A1. Trzeba mocno podkreślić, że przy wyżej wyspecyfikowanych wartościach temperatury nagrzania materiału, a następnie przy odpowiednio dużym tempie jego chłodzenia można w niezamierzony sposób uzyskać w nim strukturę typową dla procesu hartowania stali. Struktura taka jakkolwiek istotnie zwiększa twardość stali, to jednak równocześnie znacząco zmniejsza jej plastyczność i ciągliwość, przez co materiał ten staje się wyraźnie bardziej kruchy. Podatność stali na tego typu przemiany wzrasta zresztą wraz ze zwiększeniem się w jej składzie zawartości węgla i manganu. Dlatego też przemiany te częściej można obserwować w stalach S355 oraz 18G2 niż w stalach S235 i St3S.

Przy odpowiednio zwiększonej szybkości chłodzenia prawdopodobne jest przede wszystkim, że w strukturze stali powstaną obszary mające fragmenty struktury bainitycznej. Mechanizm tego typu przemiany jest nieco odmienny od tego, który charakteryzował częściową przemianę perlityczną. Dochodzi tu bowiem do zamrożenia dyfuzji atomów żelaza, podczas gdy w przypadku atomów węgla dyfuzja może zachodzić zarówno w austenicie, jak i w ferrycie. Finalnie, po wystygnięciu stali, w jej strukturze można zaobserwować ziarna przesyconego węglem ferrytu, pomiędzy którymi znajdują się wydzielenia cementytu. W zależności od temperatury i szybkości chłodzenia wygląd bainitu może być pierzasty (bainit górny) lub iglasty (bainit dolny). Szczególnie niekorzystny jest drugi z wymienionych typów struktury. Przesycony ferryt ma bowiem wtedy charakter listwowy, a węgliki żelaza układają się w poprzeczne pasma usytuowane względem siebie pod kątem 55°. Taka struktura charakteryzuje się znaczną twardością (powyżej 50 HRC), ale też dużą skłonnością do kruchego pęknięcia.

W skrajnych przypadkach, przy bardzo intensywnym chłodzeniu stali, można w niej uzyskać strukturę martenzytyczną. Powstaje ona na skutek całkowicie bezdyfuzyjnej przemiany polegającej

thermomechanicznie walcowanych typów stali nie są prawdopodobnie podatne na takie zauważalne zmiany.

Bainitic and martensitic transformations as a result of the rapid cooling of steel in its cooling stage following a fire

The transformation described above, if it is observed, should not have a negative effect on the steel structure investigated in a post-fire inventory. What is more, the resulting structure is even associated with a slight improvement in the mechanical properties of the steel, including in particular its strength and yield limit. The situation changes dramatically, however, when the cooling of the steel is much more intense. This usually occurs in a typical firefighting operation, particularly when large amounts of water are poured on strongly heated steel members. Under such conditions, in addition to non-transformed ferrite, pearlite concentrations generally appear in the steel microstructure. In structural steel with 0.22–0.24% carbon content (e.g. S355 steel) the formation of the so-called Widmanstätten pattern, which is characterised by needle-like ferrite structures, is possible in such conditions. With the said content of carbon, temperatures only slightly exceeding the A1 threshold level are sufficient for this pattern to form. It should be strongly emphasised that with the material heating values described above and with an appropriate rate of cooling, a structure typical of steel hardening can be unintentionally obtained in the material. This type of microstructure, while significantly improving the hardness of steel, considerably reduces its plasticity and ductility, which greatly increases the brittleness of the material. The susceptibility of steel to this type of transformation increases with increasing carbon and manganese contents. For this reason, these transformations are more likely to be observed in S355 and 18G2 steel than in S235 and St3S steel.

At an appropriately increased rate of cooling, it is very likely that the steel microstructure will feature areas consisting of bainitic microstructure fragments. The mechanism underlying this transformation is slightly different from the one which characterises partial pearlite transformation. Here, the diffusion of iron atoms becomes frozen, while in the case of carbon atoms, diffusion is possible both in austenite and in ferrite. Eventually, after the steel cools down, grains of carbon-supersaturated ferrite with cementite precipitation in between can be observed in its microstructure. Depending on the temperature and the rate of cooling, the appearance of the bainite can be feathery (upper bainite) or needle-like (lower bainite). The latter type is particularly unfavourable, as supersaturated ferrite forms strips and iron carbides are laid out in transverse bands at an angle of 55° towards each other. This structure is characterised by considerable hardness (over 50 HRC), but is also prone to brittle fracturing.

In extreme cases, where the steel is cooled down very rapidly, a martensitic structure can be obtained. It forms as a result of a completely diffusionless transformation involving the

na przebudowie sieci z regularnej w tetragonalną o nieco większej objętości. Martenzyt cechuje się także wysoką twardością i małą ciągliwością. Dodatkowo jednak przemiana martenzytyczna prowadzi do powstania w mikrostrukturze stali naprężeń strukturalnych, przez co podatność martenzytu na kruche pękanie jest jeszcze większa niż ta określona wcześniej dla bainitu. W celu likwidacji naprężeń w przypadku konwencjonalnej obróbki cieplnej zahartowany element stalowy zawsze jest poddawany procesowi odpuszczania. Takiego zabiegu nie można jednak wykonać na elementach konstrukcji stalowej inwentaryzowanych po pożarze. Poza tym zarówno przemiana bainityczna, jak i przemiana martenzytyczna usuwają z badanej mikrostruktury strukturę pasmową.

Ciekawe wyniki dotyczące ilościowej i jakościowej oceny rozwoju przemiany martenzytycznej i przemiany bainitycznej w stali konstrukcyjnej nagrzewanej w warunkach pożaru zestawiono w pracy [12]. Podano w niej wyniki eksperymentu, w którym próbki stali SN490C [13], wycięte z konstrukcji stalowej stanowiącej wcześniej ustrój nośny jednego z budynków petrochemii, nagrzewano do różnych temperatur: 600°C, 700°C, 800°C, 900°C i 1000°C. Następnie ustalone temperatury utrzymywano przez godzinę, aby w końcu rozgrzane próbki chłodzić w kąpeli wodnej lub poddawać swobodnemu stygnięciu w powietrzu. W trakcie nagrzewania w wielu przypadkach przewyższano zatem temperaturę materiału kojarzoną z przemianą perlityczną. W pozostałych sytuacjach temperatura ta nie była w ogóle osiągnięta, co należy wyraźnie podkreślić. W zależności od tego, do jakiej temperatury była rozgrzana badana próbka, oraz od tego, w jaki sposób chłodzono ją bezpośrednio po jej wygrzaniu, otrzymywano różny udział poszczególnych rodzajów mikrostruktury obserwowanej po doświadczeniu. Zawsze jednak zawierała ona zarówno obszary zdominowane przez bainit, jak i obszary zdominowane przez martenzyt. Pełne zestawienie wyników przytoczono w niniejszym artykule w tabeli 1. Kolejne rodzaje struktury oznaczono w niej symbolami: F (ferrytyczna), P (perlityczna), M (martenzytyczna), B (bainityczna).

reconstruction of the network from regular into tetragonal, with a slightly higher volume. Martensite is also characterised by high hardness and low ductility. However, martensitic transformation also leads to structural stress in the microstructure, which further increases the susceptibility of martensite to brittle fracturing in relation to the one previously determined for bainite. To eliminate stress in the case of conventional heat treatment, hardened steel members are always subject to tempering. This, however, cannot be applied to steel structural members in a post-fire inventory. In addition, both bainitic and martensitic transformation eliminate the banded structure from the studied microstructure.

Some interesting results relating to the quantitative and qualitative assessment of the development of martensitic and bainitic transformation in structural steel heated in a fire are listed in [12]. It provides the results of an experiment in which samples of SN490C steel [13], cut from a steel structure which had previously served as a load-bearing structure for a petrochemical building, were heated to various temperatures: 600°C, 700°C, 800°C, 900°C and 1000°C. After that, the set temperatures were kept constant for an hour and eventually the heated samples were cooled down in a water bath or subjected to free cooling in air. During heating, the temperature associated with pearlitic transformation was exceeded in a number of cases. It should be emphasised that in other situations, this temperature was not reached. Depending on the temperature to which the studied sample was heated, and on the method used for cooling down directly after heating, different percentages of individual microstructure types were observed after the experiment. In all cases, however, the microstructure featured both bainite-dominated and martensite-dominated areas. A full compilation of the results is presented in Table 1. The microstructure types are designated by the symbols F (ferritic), P (pearlitic), M (martensitic), B (bainitic).

Tabela 1. Rodzaje mikrostruktury stali konstrukcyjnej SN490C obserwowane w próbkach laboratoryjnych po ich nagrzaniu, a następnie wygrzaniu w stałej temperaturze i wychłodzeniu w symulowanym pożarze

Table 1. Types of microstructure of SN490C structural steel observed in laboratory samples after episodes of heating, followed by being kept at a constant temperature, and, finally, cooling in a simulated fire

Temperatura, do której nagrzewano próbkę The temperature to which the sample was heated	Rodzaj struktury obserwowane po wychłodzeniu The type of structure observed after cooling	
	chłodzenie w powietrzu Cooling in air	chłodzenie w kąpeli wodnej Cooling in water bath
600°C	80% F + 20% P	80% F + 20% P
700°C	80% F + 20% P	80% F + 20% P
800°C	80% F + 20% P	75% F + 15% M + 10% B
900°C	80% F + 20% P	60% F + 25% M + 15% B
1000°C	80% F + 20% P	20% F + 45% M + 35% B

Źródło: Opracowano na podstawie [12].

Source: Own elaboration on the basis of [12].

Jak pokazują powyższe dane, swobodne stygnięcie próbek na wolnym powietrzu nie zainicjowało ani przemiany bainitycznej, ani tym bardziej przemiany martenzytycznej. Do wywołania tych przemian potrzebne jest bowiem nie tylko gwałtowne chłodzenie rozgrzanej próbki w kąpeli wodnej, ale również jej wcześniejsze wygrzanie do temperatury powyżej progowego

As demonstrated by the above data, the free cooling of samples in the open air did not initiate bainitic transformation or martensitic transformation. This is because for those transformations to occur, it is not only necessary to rapidly cool the heated sample in a water bath, but also to heat it to a temperature above the threshold point A1 beforehand, which is not

punktu A1, co nie jest niespodzianką. Oczywiście, obserwowane przemiany fazowe były tym bardziej wyraźne, im wyższa była temperatura próbki zmierzona w chwili rozpoczęcia chłodzenia.

Niemniej pouczające wydają się wykazane w omawianym eksperymencie [12] korelacje wyników ze zmierzonymi *a posteriori* parametrami właściwości mechanicznych badanej stali. W niniejszym artykule zestawiono je w tabeli 2.

surprising. Obviously, the phase transitions observed became more pronounced with the increase of the sample temperature measured at the time of starting the cooling process.

Still, the correlations of results with the mechanical properties of the studied steel measured *a posteriori* are highly informative. They are presented in Table 2.

Tabela 2. Zmierzone eksperymentalnie właściwości mechaniczne stali konstrukcyjnej SN490C po epizodach nagrzewania i stygnięcia w symulowanym pożarze w odniesieniu do zastosowanej temperatury nagrzewania i do sposobu chłodzenia próbek. (Gwiazdką oznaczono wyniki niemiarodajne, uzyskane dla próbek, które uległy zniszczeniu podczas przeprowadzania testu)

Table 2. The mechanical properties of SN490C structural steel experimentally tested after heating-and-cooling episodes in a simulated fire, in respect of both the applied heating temperature and the technique used for sample cooling. (The asterisk indicates that the result is not reliable because it was obtained for a sample which had been destroyed during the test)

Wielkość/ Size	Temperatura nagrzewania/ Heating temperature	Wartość zmierzona po wychłodzeniu/ Value measured after cooling	
		chłodzenie w powietrzu/ Cooling in air	chłodzenie w kąpeli wodnej/ Cooling in water bath
Granica plastyczności [MPa]/ Yield limit [MPa]	Przed nagrzewaniem/ Before heating	372,0	372,0
	600°C	359,5	370,5
	700°C	339,0	345,5
	800°C	300,5	338,0
	900°C	344,0	414,5
	1000°C	323,0	424,0
Wytrzymałość na rozciąganie [MPa]/ Tensile strength [MPa]	Przed nagrzewaniem/ Before heating	523,0	523,0
	600°C	521,0	539,0
	700°C	490,5	500,5
	800°C	478,5	696,0*
	900°C	480,0	707,0*
	1000°C	473,3	646,3*
Wydłużenie [%]/ Elongation [%]	Przed nagrzewaniem/ Before heating	32,5	32,5
	600°C	34,9	33,0
	700°C	36,0	36,3
	800°C	38,6	24,8
	900°C	38,2	22,3
	1000°C	38,4	22,9
Udarność [J]/ Impact toughness [J]	Przed nagrzewaniem/Before heating	143,0	143,0
	600°C	128,3	116,6
	700°C	116,4	93,2
	800°C	161,3	61,5
	900°C	159,4	65,2
	1000°C	144,0	64,2

Źródło: Opracowano na podstawie [12].

Source: Own elaboration on the basis of [12].

Wyniki pokazane w tabeli 2 niewątpliwie korelują ze strukturami zestawionymi w tabeli 1. Jak widać, przemiana bainityczna oraz przemiana martenzytyczna, zainicjowane gwałtownym chłodzeniem próbek w kąpeli wodnej, skutkują – po wystudzeniu próbek – zdecydowanym zmniejszeniem się wydłużenia badanej stali i nie mniej wyraźnym pogorszeniem się jej udarności. Wartości parametrów określających te cechy zależą również od temperatury, w której badane próbki były wygrzewane, choć tutaj zmiany nie są aż tak wyraźne. Sposób chłodzenia próbek różnicuje również *a posteriori* zmierzone po eksperymencie dla wystudzonej stali, wartości charakteryzujących ją granic

The results shown in Table 2 clearly correlate with the microstructures presented in Table 1. As seen above, bainitic transformation and martensitic transformation, initiated by the rapid cooling of samples in a water bath, result, after the samples are cooled down, in a considerable decrease in the elongation of the studied steel, and also a noticeable reduction in its impact toughness. The values of the parameters defining these values also depend on the temperature to which the studied samples were heated, although changes are not as marked in this case. The method of cooling down samples also leads to *a posteriori* differences in yield limit and tensile strength properties

plastyczności i wytrzymałości na rozciąganie. Jakkolwiek wartości te są na ogół tym niższe, im do wyższej temperatury nagrzewana była próbka, to jednak w przypadku chłodzenia w kąpeli wodnej, wtedy, gdy zostały zainicjowane wyżej opisywane przemiany, obserwuje się zależność odwrotną.

Dodatkowym potwierdzeniem tego, że w opisywanych warunkach termicznych istnieje duże prawdopodobieństwo zachodzenia przemiany bainitycznej i – ewentualnie – często zastępującej ją przemiany martenzytycznej, jest zawarta w pracy [14] informacja o zaobserwowaniu tego rodzaju struktur w specjalnie formowanych (przez domieszkowanie chromem i molibdenem) stalach odpornych na temperaturę pożarową (tak zwane *fire-resistant steels*).

Wpływ tempa zmian temperatury ogarniętego przez pożar i obciążonego elementu konstrukcyjnego na efektywną odkształcalność ziaren mikrostruktury stali, z której go wykonano

Intensywność procesów nagrzewania i stygnięcia w trakcie ekspozycji na ogień wpływa nie tylko na inicjowanie w badanej stali opisanych wcześniej przemian fazowych, lecz także na zdolność do odkształcania się ziaren jej mikrostruktury. Miarą tej intensywności jest zwykle szybkość zmian temperatury materiału. Alternatywnie na tym polu można rozważać na przykład tempo zmian strumienia energii rozpraszanej podczas pożaru. W metalografii powszechnie znane jest zjawisko wydłużania się pojedynczych ziaren osnowy ferrytycznej mikrostruktury stali konstrukcyjnej zgodnego z kierunkiem działania obciążenia przyłożonego do próbki. Podatność na tego typu odkształcenia niewątpliwie zwiększa się ze wzrostem temperatury materiału. Istotne jest to, żeby ten wzrost nie następował zbyt szybko. W pracy [15] wykazano eksperymentalnie, że szybsze nagrzewanie stali prowadzi do zmniejszenia jej efektywnego wydłużenia, co znacznie zwiększa ryzyko kruchego pęknięcia przy ewentualnym późniejszym użytkowaniu tego materiału w temperaturze pokojowej. Przyczynę takiej relacji uwidoczniły badania metalograficzne. Ziarna ferrytu w mniej gwałtownie nagrzewanej stali miały dostatecznie dużo czasu, aby powoli i stopniowo poddawać się ukierunkowanemu wydłużeniu wymuszane przez zewnętrzne obciążenie oddziałujące na próbkę. Jeśli jednak szybkość wzrostu temperatury materiału okazywała się zbyt duża, to tego typu deformacje pojedynczych ziaren obserwowanej struktury na ogół nie zdążyły się wytworzyć. Nawet jeśli bowiem pojedyncze ziarna uzyskiwały w takim przypadku nieznaczne wydłużenia, to i tak kierunki tych wydłużeń nie były wzajemnie uporządkowane. W dodatku chaotyczne kierunki rozrostu ziaren generowały w mikrostrukturze tworzenie się losowych pustek i defektów, powodując przy tym osłabienie materiału. Można zatem mówić o czymś w rodzaju bezwładności materiału na szybki przyrost temperatury wykonanego z niego elementu. Materiał taki musi po prostu mieć możliwość stopniowego dostosowania się do warunków panujących w jego otoczeniu. Jeśli takiej możliwości nie ma, skutkuje to zwykle powstawaniem naprężeń cieplnych, tym większych, im szybsze jest nagrzewanie

measured in cooled-down steel after the experiment. Although these values are generally lower as the temperature to which the sample was heated increases, for cooling in a water bath, when the above-mentioned transformations were initiated, the opposite correlation is observed.

The high probability of bainitic transformation, or, potentially, martensitic transformation under the described technical conditions is further corroborated by [14], which mentions the observation of this type of microstructure in specially formed (by chromium and molybdenum doping) fire-resistant steels.

The impact of the rate of temperature change in a structural member under fire and load on the effective deformability of microstructure grains of steel making up this structural member

The intensity of the heating-and-cooling processes during exposure to fire not only influences the initiation of the previously described phase transitions in studied steel, but also the deformability of its microstructure grains. A measure of this intensity is usually the rate at which the temperature of the material changes. The rate of change of the energy stream being dissipated during a fire can be considered an alternative measure. Elongation – whose direction is consistent with that of the load applied to the sample – in individual grains making up the ferrite matrix of structural steel microstructure is widely known in metallography. Susceptibility to this type of deformation clearly increases with the rise in the material's temperature. It is important for this growth not to occur too fast. In [15] it was experimentally proven that the faster heating of steel leads to a reduction in its effective elongation, which significantly increases the risk of brittle fracturing in the case of its potential re-use at room temperature. The cause of this relationship was found through metallographic studies. Ferrite grains in less-rapidly heated steel had enough time to slowly and gradually undergo directional elongation forced by the sample's exposure to an external load. If, however, the temperature of the material grew too fast, there was usually not enough time for this type of deformation to occur in individual grains within the observed structure. Even if individual grains became slightly elongated, the directions of those elongations were not consistent. In addition, the chaotic grain-growth directions generated random voids and defects in the microstructure, weakening the material. This could be described as inertia of the material in relation to rapid temperature growth in a structural member made of this material. This type of material invariably requires a way to gradually adapt to the surrounding conditions. If this is impossible, heat stress occurs, and the faster the heating or cooling of steel, the higher the stress, which usually means that the steel is more susceptible to brittle fracturing and that the microstructure has a reduced tightness. In the context of this analysis, it is important that the

lub chłodzenie stali, a to na ogół wiąże się z większą podatnością tej stali na kruche pękanie oraz z osłabieniem spoiwości jej struktury. Z perspektywy analizy dokonywanej w niniejszej pracy ważne jest to, że opisane wyżej, tym razem indukowane termomechanicznie, deformacje ziaren okazują się trwałe, co oznacza, że nie zanikają po wychłodzeniu elementu i jego powróci do temperatury wyjściowej. Trwała pozostaje zatem również podatność badanej stali na kruche pękanie.

Na innego rodzaju zależności wskazano w pracy [16], podając za T.S. Harmathym, że wraz ze wzrostem szybkości nagrzewania stali w badaniach eksperymentalnych obserwowano coraz wyższe wartości charakteryzujących ją wytrzymałości R_e i R_m , przy czym efekt ten okazywał się tym bardziej znaczący, im wyższa była odnosząca się do niego temperatura materiału. W pracy [17] zwrócono jednak uwagę na to, że wartości analizowanych parametrów zależą w tym przypadku również od samej metodyki badania. Jeżeli test jest próbą izotermiczną (temperatura elementu jest stała, a obciążenie próbki się zwiększa), to wartość otrzymanej granicy plastyczności jest znacząco wyższa od tej uzyskanej z próby anizotermicznej (obciążenie elementu jest stałe, a jego temperatura rośnie). Zjawisko to jest szczególnie wyraźne na poziomie wydłużenia 0,2%, zanika natomiast przy poziomie 1%.

Jeszcze bardziej istotne podczas określania na etapie inwentaryzacji efektywnej ciągliwości wystudzonej stali wydają się przebieg i intensywność procesu stygnięcia rozgrzanego wcześniej elementu. Proces ten w wielu przypadkach trzeba wiązać z prowadzoną akcją gaśniczą. W poprzednim rozdziale wskazano, że zbyt gwałtowne obniżanie temperatury stali na skutek obfitego polewania jej zimną wodą inicjuje w niej przemianę bainityczną i/lub przemianę martenzytyczną. Należy uzupełnić, że na ogół skutkuje też powstawaniem w strukturze materiału siatki wewnętrznych mikrouszkodzeń, w szczególności mikropęknięć, które mogą się w niebezpieczny sposób nasilić w późniejszym okresie użytkowania elementu konstrukcyjnego po pożarze.

Zmiany strukturalne zachodzące w ogrzewanych podczas pożaru prętach stalowych stosowanych do zbrojenia betonu

Stalowe pręty stosowane wspólnie do zbrojenia betonu produkuje się z wykorzystaniem jednej z trzech podstawowych technologii. Są to pręty:

- ze stali umocnionej w kontrolowanym procesie obróbki cieplnej (*work-hardened steels*);
- ze stali domieszkowanej wanadem (*steels microalloyed with vanadium*);
- o strukturze hybrydowej, ze stali kształtowanej w procesie trójfazowego kontrolowanego chłodzenia typu Tempcore.

Każda z tych technologii jednoznacznie definiuje odpowiadający jej typ mikrostruktury stali określanej w temperaturze pokojowej, a zarazem determinuje zachowanie się tej stali w warunkach pożaru. Badania zmian strukturalnych w wymienionych rodzajach prętów po epizodach ich nagrzewania i stygnięcia podczas eksperymentalnie symulowanej dla nich ekspozycji na ogień szczegółowo opisano w pracy [18] w odniesieniu do stali FeB500S [19],

thermomechanically induced deformations described above are permanent, which means that they do not disappear after a member is cooled down and returns to its initial temperature. The susceptibility of the studied steel-to-brittle fracturing is also permanent.

Other correlations are indicated in [16], which cites T.S. Harmathy's findings that as the rate of heating steel in experimental studies increases, higher values of R_e and R_m strength are observed. As the material's temperature increased, this effect was even more significant. [17] points out, however, that the values of the analysed parameters in this case also depend on the study methodology. If the test is an isothermal test (constant member temperature and increasing sample load), the obtained yield-limit value is considerably higher than that obtained in the anisothermal test (constant load, increasing temperature). This is especially noticeable at an elongation of 0.2%, and disappears at 1%.

Even more important for determining the effective ductility of cooled-down steel during a post-fire inventory is the course and intensity of the cooling of a structural member which was previously exposed to high temperatures. In many cases, this process is inextricably linked to the firefighting operation. It was indicated in the previous chapter that when the temperature of steel is reduced at an excessive rate, with large amounts of cold water poured onto it, a bainitic and/or martensitic transformation can be initiated. It should be added that this usually also results in internal micro-damage, especially micro-cracks, in the material's microstructure, which can become exacerbated when the structural member is re-used after the fire.

Structural changes occurring in steel reinforcing bars heated in a fire

Modern steel reinforcing bars are manufactured using three basic technologies. Nowadays, reinforcing bars are made of

- work-hardened steels;
- steels microalloyed with vanadium; or
- hybrid steels, shaped in the Tempcore process, involving three-stage controlled cooling.

Each of these technologies clearly defines its corresponding steel microstructure type observed at room temperature, and also determines the behaviour of steel in a fire. Studies of structural changes in the said types of bar following heating-and-cooling episodes during experimentally simulated exposure to fire are described in detail in [18] with reference to FeB500S steel [19], including in particular with reference to BSt500S steel [20]. This paper is confined to a brief presentation of bars, providing an overview

w tym szczególnie w odniesieniu do stali BSt500S [20]. W niniejszym artykule ograniczono się jedynie do krótkiej prezentacji prętów pozwalającej zapoznać się z podstawowymi różnicami w ich reakcji na oddziaływanie temperatury pożarowej, zwłaszcza takimi, które łączą się ze zmianami w mikrostrukturze materiału.

Jeśli chodzi o pręty wykonane ze stali poddanej klasycznemu procesowi kontrolowanej obróbki cieplnej, to w temperaturze pokojowej, jako stale podutektoidalne, mają one typową strukturę ferrytyczno-perlityczną. Przy nagrzewaniu do temperatury 600°C struktura ta nie zmienia się znacząco, z tym że w temperaturze poniżej 300°C twardość nieznacznie i stopniowo się zwiększa, co jest tłumaczone typowymi procesami starzenia, a w temperaturze 300–600°C twardość ta ponownie się zmniejsza, co tym razem wynika z zainicjowania procesów zdrowienia. Nagrzewanie do temperatury powyżej 700°C jest już związane z częściowym wyżarzeniem badanej stali i towarzyszącymi mu początkami rekrytalizacji. Pomimo tej rekrytalizacji widać wtedy ponownie, choć – znów – jedynie nieznaczne, zwiększenie się twardości. Warto jeszcze zaznaczyć, że w efekcie pojawienia się struktury pasmowej generującej anizotropię cech mechanicznych badanej stali mamy w tym przypadku do czynienia z około 2-procentowym wzmocnieniem tych cech, jeśli próbka wycinana jest równoległe do kierunku walcowania [18].

Pręty ze stali domieszkowanej wanadem mają nieco inną strukturę, składającą się z osnowy ferrytycznej wzbogaconej głównie stosunkowo małymi koloniami drobnego perlitu. Rozmiar ziaren w takiej strukturze jest warunkowany wprowadzaniem do stali wanadem [21, 22]. Alternatywnie stale tego typu mogą być domieszkowane niobem. W czasie przemiany ferrytu w austenit atomy wanadu są bardzo podatne na segregację na granicach ziaren ferrytu oraz na tworzenie dzięki reakcjom chemicznym swoich węglików i azotków. W rezultacie takie wydzielenia są efektywną barierą dla potencjalnego ruchu dyslokacji na granicach ziaren struktury, a zatem polepszają granicę plastyczności materiału i jego odporność ogniową. Nagrzewanie stali o takiej mikrostrukturze inicjuje przy tym grupowanie się i koalescencję wcześniej istniejących, pojedynczych małych wydzieleni, co skutkuje zwiększaniem się ich rozmiaru, a zatem i lepszą efektywnością ich oddziaływania. Równocześnie na granicach ziaren ferrytu pojawiają się nowe wydzielenia. Ocenia się, że wzmiankowane wcześniej węgliki i azotki wanadu (lub niobu) wydzielają się mniej więcej do temperatury 500°C. W efekcie tego w temperaturze poniżej 300°C wraz ze wzrostem temperatury stali stopniowo, ale nieznacznie zwiększa się jej twardość. Twardość ta przy dalszym nagrzewaniu tego typu stali pozostaje już w zasadzie na stałym poziomie. Stale domieszkowane wanadem (lub niobem) są na ogół twardsze od stali poddanych typowemu procesowi obróbki cieplnej w zakresie temperatury, który przedstawiono w niniejszym artykule.

Pręty wykonane ze stali poddanej trójfazowej obróbce termicznej typu Tempcore mają bardzo specyficzną, ale intencjonalnie kształtowaną mikrostrukturę. Obróbka nakierowana jest na uzyskanie w temperaturze pokojowej stosunkowo ciągliwego rdzenia otoczonego przez odpowiednio twardą, a przez to mało plastyczną, warstwę wierzchnią rozmieszczoną koncentrycznie względem tego rdzenia. W ten sposób łączy się ze sobą i kojarzy pozornie wzajemnie sprzeczne właściwości użytkowe, co daje nawet pewien efekt synergii [23]. Pierwsza faza procesu typu

of the fundamental differences in their reactions to fire temperatures, especially those combined with changes in the material's microstructure.

Bars made of steel subjected to the standard process of controlled heat treatment feature a ferrite-pearlite microstructure, which is typical of sub-eutectoid steels. When heated to 600°C, this structure does not change substantially, although at temperatures below 300°C, its hardness slightly and gradually increases, which is attributable to the typical ageing processes. At a temperature of 300-600°C, however, the hardness starts to decrease again, which is due to the initiation of the healing processes. Heating to a temperature above 700°C, in turn, involves a partial annealing of the studied steel, and the associated early re-crystallisation processes. Despite re-crystallisation, the observed hardness once again increases, although only slightly. It should be added that due to the appearance of the banded structure, which generates the anisotropy of mechanical properties in the studied steel, there is about a 2-percent increase in those properties if the sample is cut parallel to the rolling direction [18].

Bars made of steel microalloyed with vanadium have a slightly different structure, composed of a ferrite matrix enriched with relatively small colonies of fine pearlite. The grain size in such a microstructure is determined by the vanadium added to steel [21, 22]. Alternatively, this type of steel can be microalloyed with niobium. During ferrite-to-austenite transformation, vanadium atoms are very susceptible to segregation at the boundaries of ferrite grains, as well as to the formation of their iron carbides and nitrides as a result of chemical reactions. Consequently, such precipitation areas represent an effective barrier to potential dislocation movement at the boundaries of the microstructure's grains, thereby improving the yield limit and fire resistance of the material. Heating steel with such a microstructure also initiates the grouping and coalescence of pre-existing, small, single, precipitation areas. This results in their increased size and, by extension, improved effectiveness. At the same time, new precipitation areas are emerging at the boundaries of ferrite grains. It is estimated that the previously mentioned iron carbides and vanadium (or niobium) nitrides are released up to a temperature of about 500°C. Due to this, at a temperature lower than 300°C, steel hardness gradually increases with temperature, but only slightly. When this type of steel continues to be heated, this hardness generally remains constant. Steels microalloyed with vanadium (or niobium) tend to be harder than steels subjected to the typical heat-treatment process within the temperature range presented in this paper.

Bars made of Tempcore steel (subjected to three-stage thermal treatment) have a very specific, but intentionally shaped, microstructure. The treatment is aimed at obtaining a relatively ductile core surrounded by a sufficiently hard, and therefore not very ductile, outer layer, spread concentrically around the core. This is done to combine seemingly mutually exclusive performance parameters, which brings about a certain synergy effect [23]. The first stage of the Tempcore process, including its corresponding QT (quenching and tempering bars) technology, involves the intense water cooling of

Tempcore, w tym między innymi odpowiadającej mu technologii QTB (*quenching and tempering bars*), polega na intensywnym chłodzeniu wodą pręta wychodzącego z ostatniej klatki walcowniczej. Dzięki odpowiednio dużej intensywności chłodzenia na powierzchni pręta uzyskuje się warstwę martenzytyczną o założonej głębokości. Druga faza procesu rozpoczyna się bezpośrednio po opuszczeniu przez pręt linii chłodzenia wodnego i wejściu w strefę chłodzenia na wolnym powietrzu. W tej fazie ciepło z gorącego rdzenia pręta rozprzestrzenia się konwekcyjnie ku powierzchni tego pręta, co powoduje samoodpuszczenie warstwy martenzytu. Odpuszczenie to zapewnia odpowiednią ciągliwość materiału przy jednoczesnym zachowaniu wysokiej wartości umownej granicy plastyczności charakteryzującej ten materiał. W trzeciej fazie procesu ma miejsce swobodne stygnięcie prętów na chłodni pokrocznej. Wtedy w rdzeniu pręta zachodzi semiizotermiczna przemiana austenitu. W efekcie zastosowania opisanej wyżej procedury obróbki cieplnej uzyskuje się pręt stalowy, którego mikrostruktura cechuje się trzema koncentrycznie rozmieszczonymi warstwami. W rdzeniu jest klasyczna struktura ferrytyczno-perlityczna. Otacza ją warstwa pośrednia ze strukturą powstałą ze zmieszanego bainitu i ferrytu. W końcu warstwę powierzchniową, najbardziej zewnętrzną, opisuje struktura typowa dla martenzytu po odpuszczeniu. Zmiany strukturalne, które w prętach wykonanych z tego typu stali zostały wywołane nagrzewaniem podczas pożaru, ograniczają się na ogół jedynie do zewnętrznej, przypowierzchniowej warstwy opisanej powyżej struktury. Trzeba je skoryzować z jej osłabieniem postępującym ze wzrostem temperatury materiału, co z kolei jest skutkiem zmniejszającej się w trakcie nagrzewania mikrotwardości. Autorzy raportu [18] informują przy tym, że tego typu osłabienie w przypadku prętów o średnicy 8 mm rozpoczynało się dopiero w temperaturze 600°C, a w przypadku prętów grubszych, o średnicy 12 mm, jeszcze później, bo aż w temperaturze 700°C. Zawsze jednak, w całym rozważanym zakresie temperatury pręta, warstwa ta pozostaje znacząco twardsza niż chroniony przez nią odpowiednio ciągliwy rdzeń.

Odwęglenie stali, grafityzacja i sferoidyzacja cementytu

Bardzo niebezpiecznym zjawiskiem wyraźnie i trwale zmniejszającym stal konstrukcyjną wystudzoną po epizodach nagrzewania i stygnięcia podczas pożaru jest jej odwęglenie. Jest ono zwykle inicjowane na powierzchni gorącego elementu konstrukcyjnego przez oddziaływanie dwutlenku węgla, zgodnie z reakcją:



co skutkuje zubożeniem zewnętrznej warstwy ogrzanej stali o budujący ją cementyt. Mimo że proces odwęglania ze względu na charakter kontaktu z gazem przebiega w zasadzie na powierzchni elementu stalowego, stopniowy zanik cementytu w tym miejscu nieuchronnie indukuje jego dyfuzję z głębszych obszarów, co prowadzi do zwiększania się jego deficytu. Strukturę typowej stali ferrytyczno-perlitycznej po jej odwęgleniu i wystudzeniu stanowi ferrytyczno-perlityczny rdzeń przechodzący stopniowo, w miarę zbliżania się do warstw zewnętrznych,

the bar coming out from the last rolling mill. With a sufficiently high intensity of cooling on the bar's surface, a martensitic layer of a predefined depth can be obtained. The second stage of the process starts immediately after the bar leaves the water-cooling line and enters the free-air-cooling area. At this stage, the heat from the hot core of the bar spreads by convection towards the bar's surface, which causes the self-tempering of the martensite layer. This tempering ensures the appropriate ductility of the material, while maintaining a high value of the conventional yield limit specific to this material. The third stage of the process involves the free cooling of bars on a walking-beam cooling bed. At this point a semi-isothermal austenite transformation occurs in the core of the bar. The heat-treatment procedure described above yields a steel bar with a microstructure featuring three concentric layers. The core features the classic ferrite-pearlite structure. It is surrounded by an intermediate layer with a structure composed of mixed bainite and ferrite. Finally, the surface, outermost, layer is composed of a structure typical of martensite after tempering. Structural changes, which in bars made of this type of steel were triggered by heating in a fire, are usually limited only to the outer, near-surface, layer placed above the structure. These changes are evidently attributable to the weakening of this structure, progressing along with the increase in the material's temperature caused by the decrease in micro-hardness in the heating process. According to the authors of report [18], this kind of weakening in bars with a diameter of 8 mm only began at a temperature of 600°C, and in the case of thicker bars with a diameter of 12 mm, even later, at 700°C. This layer, however, remains considerably harder than the ductile core protected by it across the considered temperature range of the bar.

The decarburisation, graphitisation and spheroidisation of cementite

A very dangerous phenomenon, which has a noticeable and permanent softening effect on structural steel when cooled down after heating-and-cooling episodes in a fire, is its decarburisation. It is usually triggered on the surface of a hot structural member by carbon dioxide, as in the following reaction



which results in the depletion of cementite making up the external layer of heated steel. Even though the decarburisation process usually takes place on the surface of a steel member due to the nature of the contact with gas, the gradual depletion of cementite in this area leads to its inevitable diffusion from deeper regions, which increases its deficit. The microstructure of typical ferrite-pearlite steel after decarburisation and cooling consists of a ferrite-pearlite core, which gradually transitions into a typically ferritic area as it gets nearer to the external layers.

w obszar typowo ferrytyczny. Dodatkowo w warstwie odwęgłej obserwuje się zwykle niewielki, indukowany termicznie, rozrost ziaren ferrytu. Struktura czysto ferrytyczna jest pod pewnymi względami korzystna dla przyszłego użytkownika opisywanej stali. Niska zawartość węgla w przypadku zajścia kolejnych epizodów – najpierw gwałtownego nagrzewania, a następnie szybkiego chłodzenia – w zasadzie uniemożliwia powstawanie wewnątrz materiału elementów struktury martenzytycznej lub bainitycznej o małej plastyczności. Poza tym sam ferryt jest składnikiem strukturalnym miękkim, wobec czego w przypadku zaobserwowania odwęglenia stali konstrukcyjnej można oczekiwać zwiększenia się jej plastyczności i ciągliwości kosztem jednak wyraźnego zmniejszenia się twardości. Taki zestaw cech skutkuje jednak z reguły pogorszeniem się parametrów determinujących wytrzymałość. W dodatku w konstrukcyjnych stalach normalizowanych może prowadzić do powstawania i propagacji pęknięć zmęczeniowych. Niekorzystny jest również sam rozrost ziaren ferrytu, zwłaszcza przy długim nagrzewaniu. Zjawisko to bowiem stopniowo osłabia, a w końcu usuwa efektywne przeszkody uniemożliwiające swobodny ruch dyslokacji na granicach ziaren, co zawsze skutkuje pogorszeniem się właściwości wytrzymałościowych.

Gwoli ścisłości trzeba jednak zauważyć, że po inwentaryzacji stalowych elementów konstrukcyjnych po pożarze na ich powierzchni często obserwowano również – odwrotny do wyżej opisanego – efekt dodatkowego nawęglenia. Wiąże się on z wyraźnym zwiększeniem się twardości materiału, ale zarazem – ze zmniejszeniem się jego ciągliwości. Mikroskopowy obraz powierzchni stali typowy dla jej nawęglenia pokazano i przedyskutowano w pracy [24]. Wyraźnie ciemniejszemu obszarowi grafitu towarzyszy na nim znacznie jaśniejsza otoczka oksydowanego żelaza.

Zjawisku odwęglenia stali w warunkach jej nagrzewania w atmosferze utleniającej może towarzyszyć grafityzacja. Polega ona na rozkładzie cementytu, zgodnie z reakcją:



Chodzi zatem o wytrącanie węgla w postaci grafitu wskutek dekompozycji perlitu na ferryt i grafit. Wydzielenia grafitu formują przy tym ciągłe warstwy usytuowane prostopadle do kierunku przyłożonego obciążenia [25]. Warstwy te rozmieszczone są jednak losowo w mikrostrukturze materiału, a więc osłabiają jego zdolność przenoszenia obciążeń. Opisany wyżej proces może zachodzić przy długotrwałej ekspozycji na ogień w temperaturze około 500°C. Otrzymany w ten sposób grafit nazywany jest również węglem żarzenia. Przy obserwacjach mikroskopowych, nawet bez trawienia, jest on widoczny w postaci czarnych wydzieleni. W warunkach pożarowych w zależności od czasu ekspozycji może dochodzić do grafityzacji niepełnej lub grafityzacji pełnej. W pierwszym przypadku mamy do czynienia ze strukturą ferrytyczno-perlityczną z wydzieleniami grafitu. Grafityzacja pełna prowadzi natomiast do wytworzenia struktury czystego ferrytu zmieszanego z grafitem. Oba zjawiska mają w zasadzie charakter powierzchniowy. Na zdolność do grafityzacji mają wpływ również dodatki stopowe. W przypadku stali konstrukcyjnych istotną jest przede wszystkim zawartość manganu, który przeciwdziała procesowi wydzielania grafitu. Dlatego też zainicjowanie zjawiska jest bardziej prawdopodobne

In addition, a slight, thermally induced, ferrite grain growth is usually observed in the decarburised layer. A compressed ferrite microstructure has certain benefits for the future use of steel described here. Low carbon content, in the case of successive episodes – first rapid heating, then rapid cooling – essentially prevents martensitic or bainitic microstructure elements with a low ductility from forming inside the material. Moreover, ferrite is a structurally soft component, which means that if the decarburisation of structural steel is observed, its plasticity and ductility might be expected to increase at the cost of a significant decrease in hardness. Such a set of features usually causes deterioration in the resistance-determining parameters. In addition, in standardised structural steels it can lead to the formation and propagation of fatigue cracks. Ferrite-grain growth alone is also undesirable, particularly following long heating, as it gradually weakens, and eventually removes, the effective obstacles preventing free dislocation movement at grain boundaries, which always results in the deterioration of strength properties.

For clarity, it should be noted that carburisation, which is the opposite of the above, was often observed in a post-fire inventory of steel structural members. This involves a considerable increase in material hardness paired with reduced ductility. A microscopic image of a steel surface typical for its carburisation is shown and discussed in [24]. In the picture, a clearly darker area of graphite can be seen accompanied by a much brighter layer of oxidised iron.

When heated in an oxidising atmosphere, steel can be carburised and graphitised at the same time. It involves the decomposition of cementite, as in the following reaction



This involves the precipitation of carbon in the form of graphite as a result of the decomposition of pearlite into ferrite and graphite. In the process, graphite precipitation also forms continuous layers perpendicular to the applied load [25]. However, these layers are laid out randomly in the material's microstructure, so they reduce its ability to transfer loads. The process described above can occur under prolonged exposure to fire at a temperature of about 500°C. The graphite thus obtained is also known as temper carbon. On microscopic examination, even without pickling, it is visible as black precipitation. Under fire conditions, depending on the duration of exposure, partial or complete graphitisation can occur. The former results in a ferrite-pearlite microstructure with graphite precipitation. The latter leads to the formation of a compressed iron-ferrite microstructure mixed with graphite. Both phenomena are essentially of a surface nature. Alloy additions also influence graphitisation capacity. In the case of structural steel, the essential factor is the content of manganese, which prevents graphite precipitation. Hence, graphitisation is more likely to be initiated in St3S and S235 steels than in 18G2 and S355 steels. Graphite, being a non-metallic phase, has an unfavourable effect on steel properties, as it has low strength and hardness. Graphite precipitation in the form of sharp-edged flakes has an effect similar to that of notches, which also makes steel more prone to brittle fracturing.

w stalach St3S i S235 niż w stalach 18G2 i S355. Grafit będący fazą niemetaliczną wpływa niekorzystnie na właściwości stali, gdyż sam cechuje się małą wytrzymałością i twardością. Poza tym wydzielenia grafitu w postaci płatków o ostrych krawędziach mają działanie podobne do oddziaływania karbu, co dodatkowo zwiększa podatność stali na kruche pękanie.

Przy nagrzewaniu elementu stalowego podczas pożaru do temperatury wyższej od temperatury grafityzacji, to znaczy mniej więcej do 550°C i powyżej, bardziej prawdopodobne wydaje się zainicjowanie w nim procesu sferoidyzacji cementytu. W takim przypadku degradacja perlitu prowadzi do formowania się wydzieliń cementytu kulkowego zmniejszającego stal. Charakterystyczne jest tu dążenie do tworzenia się konglomeratów cementytu o jak największej średnicy. Dzieje się tak jednak tylko wtedy, gdy czas ekspozycji na ogień jest stosunkowo długi. Jeśli podczas pożaru stal będzie nagrzewana zbyt krótko, to prawdopodobnie dojdzie w niej jedynie do częściowej sferoidyzacji. Wtedy w osnowie ferrytycznej będzie można zaobserwować cementyt wydzielony w postaci zarówno kulistych cząstek, jak i płytek charakterystycznych dla opisanej wcześniej grafityzacji. Podatność stali na zainicjowanie sferoidyzacji zależy od struktury tej stali. Perlit drobnoziarnisty koaguluje bowiem wyraźnie szybciej niż perlit gruby.

Sferoidyzacja może zachodzić również przy krótszej ekspozycji na ogień, ale pod warunkiem, że temperatura elementu w czasie pożaru wyniesie około 750°C. Jej mechanizm jest jednak wtedy nieco odmienny. W nagrzewanej stali powstaje wówczas struktura niejednorodnego austenitu wymieszana z pozostałościami nierozpuszczonego cementytu. Taki układ prowadzi do lokalnych różnic w stężeniu składników roztworu, a te z kolei inicjują zachodzenie sferoidyzacji w trakcie jego powolnego chłodzenia.

W procesach metalurgicznych, kojarzonych między innymi z intencjonalnie zaprojektowaną i kontrolowaną obróbką cieplną stali, sferoidyzacja cementytu uznawana jest z reguły za zjawisko pożądane. W jej wyniku bowiem materiał staje się mniej twardy i bardziej ciągliwy. Zmianom tym towarzyszy jednak pewne zmniejszenie się efektywnej wytrzymałości na rozciąganie.

Powyższe efekty trzeba przedstawić na tle bardziej ogólnego zjawiska związanego z nasilającym się w wysokiej temperaturze wydzieleniem węglików pierwiastków stopowych i/lub domieszek, głównie fosforu i antymonu. Koncentrują się one z reguły na granicach ziaren ferrytu, osłabiając ich spójność [25].

Uwagi końcowe

Z powyższych rozważań jednoznacznie wynika, że klasyczna ocena przydatności elementu stalowego do dalszego użytkowania po pożarze w ustrojach nośnych obiektów budowlanych – dokonana po przeprowadzeniu szczegółowej inwentaryzacji zaobserwowanych trwałych deformacji prętów, uzupełnionej jedynie o wyniki lokalnie wykonanych prób rozciągania – zdecydowanie nie wystarcza do uzyskania miarodajnych i wiarygodnych informacji o faktycznej zdolności materiału, który został przetworzony podczas epizodów nagrzewania i stygnięcia, do dalszego przenoszenia obciążeń. Nie uwzględnia ona bowiem wielu czynników determinujących zarówno jego zmienione po

During the heating of a steel structural member in a fire to a temperature above the temperature of graphitisation, i.e. to about 550°C and above, the initiation of the cementite-spheroidisation process seems more likely. In such a case, the degradation of pearlite leads to the formation of spheroidised cementite, which softens the steel. This involves a distinctive tendency towards the formation of cementite conglomerates with as large a diameter as possible. However, this happens only when the time of exposure to fire is relatively long. If steel is not heated for a sufficiently long time in a fire, the spheroidisation will probably only be partial. In such a case, cementite precipitation observed in the ferrite matrix will assume the form of spheroid particles mixed with plates characteristic of graphitisation, as described above. The susceptibility of steel to spheroidisation depends on its microstructure, as fine-grained pearlite coagulates at a much higher rate than coarse-grained pearlite.

Spheroidisation can also occur under a shorter exposure to fire, provided that the structural member's temperature in a fire reaches about 750°C. This involves a slightly different mechanism, however, with a non-homogeneous austenite structure mixed with remainders of non-dissolved cementite forming in heated steel. Such a structure leads to local variations in the concentrations of various solution components, which, in turn, initiate spheroidisation during its slow cooling.

In metallurgical processes, which are associated, *inter alia*, with the intentionally designed and controlled heat treatment of steel, cementite spheroidisation is generally regarded as desirable, as it reduces the hardness and increases the ductility of the material. These changes are, however, combined with a certain reduction in the effective tensile strength.

The effects described above should be presented in the context of a more general phenomenon involving the precipitation of carbides of alloying elements and/or additions, mainly phosphorus and antimony. They usually concentrate at the boundaries of ferrite grains, weakening their cohesion [25].

Concluding remarks

Our investigation clearly demonstrates that the standard assessment of a steel-structural-member's fitness for re-use after fire in the load-bearing structures of buildings – performed following a detailed inventory of the observed permanent deformations of bars, and supplemented only with the results of local tensile testing – is definitely insufficient to obtain reliable information on the actual load-carrying capacity of material which has been exposed to heating-and-cooling episodes. The reason is that such an assessment fails to account for a number of factors determining both its mechanical properties, which changed (unfavourably) after exposure to fire, and its ductility

ekspozycji na ogień (z reguły na niekorzyść) właściwości mechaniczne, jak i jego ciągliwość (która znacząco i trwale zostaje zmniejszona). Do najbardziej istotnych spośród tego typu czynników trzeba niewątpliwie zaliczyć intensywność i tempo zmian temperatury elementu, a także sam scenariusz jego nagrzewania i stygnięcia. O tym, jak zachowa się kiedyś ogarnięty przez ogień, a następnie mniej lub bardziej gwałtownie wystudzony element stalowy, w dużej mierze decydują termicznie indukowane zmiany zachodzące w jego mikrostrukturze, co często nie jest dostrzegane. Jedynym sposobem na zbadanie, czy w danym przypadku tego typu zagrożenia rzeczywiście istnieją i czy ewentualnie mają znaczący wpływ na odkształcalność stali, jest uzupełnienie analizy eksperckiej co najmniej o metalograficzną weryfikację zastanej po pożarze mikrostruktury oraz o testy udarności i twardości wystudzonego materiału.

W niniejszej pracy skupiono się na szczegółowym opisie tych potencjalnych w warunkach pożaru zmian wywołanych w mikrostrukturze stali konstrukcyjnej, które skutkują niezamierzonym zwiększeniem się twardości tego materiału. Większą twardość stali uzyskuje się jednak z towarzyszeniem bardzo niekorzystnego w kontekście ewentualnego przyszłego jej wykorzystania w ustrojach nośnych obiektów budowlanych, często radykalnego, zmniejszenia się jej ciągliwości i udarności. Taki zestaw cech ocenianej stali nieuchronnie oznacza trudne do zaakceptowania ryzyko ujawniania się w niej, a następnie nieograniczonej propagacji kruchych pęknięć oraz innego rodzaju uszkodzeń [26] powodujących nagłą i niespodziewaną utratę możliwości bezpiecznego przynoszenia obciążeń. Dyskutowane wyżej zjawiska z pewnością nie wyczerpują zestawu zagrożeń dla stalowej konstrukcji nośnej zawierającej elementy przywrócone do użytkowania po pożarze. Pogorszenie się właściwości plastycznych stali po epizodach nagrzewania i stygnięcia podczas pożaru może być wzmocnione na przykład wystąpieniem efektu Portevina – Le Chateliera uwidaczniającego się przez ząbkowanie krzywej $\sigma - \varepsilon$ w zakresie odkształceń plastycznych stali. Efekt ten zaobserwowano, jakkolwiek w bardzo ograniczonym zakresie, w badaniach raportowanych w [24]. Poza tym szczególnie podatne na trwałe pogorszenie się właściwości mechanicznych po pożarze będą stale, które uzyskały swoje nominalne parametry w wyniku wcześniejszego zgniotu. Wynika to z tego, że początkowy efekt utwardzenia materiału szybko zanika wraz ze wzrostem temperatury. W wyniku redukcja będzie tym większa, im większy był wyjściowy zgniot. Innym skutkiem pożaru, takim, który także powinien być brany pod uwagę w ewentualnej analizie statycznej przeprowadzanej po pożarze, są potencjalne efekty reologiczne. Chodzi tu głównie o wpływ zintensyfikowanego w wysokiej temperaturze pełzania stali i często towarzyszącej mu relaksacji naprężeń.

Ocena przydatności stali po pożarze do jej ponownego wykorzystania w ustrojach nośnych znacznie się komplikuje, gdy podczas pożaru wystąpiły wielokrotne epizody nagrzewania i całkowitego lub choćby częściowego stygnięcia wykonanych z niej elementów. Powyższa problematyka została w pewnym stopniu podjęta w pracach [27] i [28]. Wskazano tam na konieczność precyzyjnej analizy naprężeń z uwzględnieniem odkształceń trwałych kumulujących się w elemencie po każdym pojedynczym epizodzie. Wiąże się to ze szczegółowym rozważaniem pętli histerezy identyfikowanych na poszczególnych krzywych

(which was considerably and permanently reduced). The most significant factors here include the intensity and rate of temperature change in the member, and also the course of its heating and cooling. The behaviour of a steel structural member exposed to fire, and later more or less rapidly cooled, largely depends on the thermally induced changes occurring within the microstructure, which are often not recognised. The only way to determine whether such threats are actually present in a given case, and whether they have a potentially significant influence on steel deformability, is to supplement expert analysis with at least a metallographic verification of the microstructure observed after the fire, and impact toughness and hardness tests of the cooled-down material.

This paper focuses on a detailed description of such potential fire-induced changes within structural steel microstructures, which result in an unintentional increase in the material's hardness. Although higher hardness is achieved, it is combined with an often dramatic reduction in ductility and impact toughness, which is highly unfavourable in the context of its potential re-use in the load-bearing structures of buildings. Such a set of features of the analysed steel leads to the largely unacceptable risk of the emergence, and later the unrestricted propagation, of brittle fractures and other damage [26] within the material, which cause a rapid and unexpected loss of its load-carrying capacity. The phenomena discussed above certainly represent only a fraction of threats to a steel load-bearing structure containing structural members re-used after a fire. For instance, steel-plasticity reduction following heating-and-cooling episodes in a fire can be exacerbated by the Portevin–Le Chatelier effect, which is visible in serrated $\sigma - \varepsilon$ curves for plastic deformations. This effect was observed, although to a very limited extent, in studies reported in [24]. In addition, steels which achieved their nominal parameters as a result of previous cold work are particularly prone to a permanent loss of mechanical properties. This is due to the fact that the initial material-hardening effect quickly disappears as the temperature rises. The scale of this reduction depends on the extent of the initial cold work. Another consequence of exposure to fire which should be taken into account in a static analysis after the fire involves potential rheological effects. These effects are primarily associated with the impact of creep, which intensifies at high temperatures, and the related stress relaxation.

The assessment of the fitness of steel for re-use after a fire in load-bearing structures becomes much more complicated if the fire involved multiple episodes of heating and complete or partial cooling of the structural members. This subject was partially addressed in [27] and [28]. They suggest that thorough stress analyses are required which take into account permanent deformations accumulating in the structural member after each episode. This involves a detailed consideration of the hysteresis loops identified on individual $\sigma - \varepsilon$ curves assigned to those regions of the load-bearing structure which are exposed to fire, including the additional impacts generated by the Bauschinger effect, which always accompanies such a hysteresis. As a more general observation, it should be emphasised that the designer, when assessing the fitness for re-use

$\sigma - \varepsilon$ przypisanych do ogarniętych przez ogień miejsc ustroju nośnego, a także z uwzględnieniem dodatkowych wpływów generowanych przez zawsze towarzyszący takiej histerezie efekt Bauschingera. Podchodząc do zagadnienia bardziej ogólnie, należy podkreślić, że projektant, oceniając przydatność danego elementu, nie tylko stalowego, do dalszego użytkowania po pożarze, zawsze musi się liczyć z obecnością wytwarzanego w nim termicznie, często niekorzystnego w kontekście przyszłej pracy statycznej, rozkładu naprężeń własnych. Z naprężeniami tymi ma zresztą do czynienia nawet wtedy, gdy w takim elemencie nie widać żadnych znaczących odkształceń. Z tego względu w analizie stanu technicznego konstrukcji po pożarze warto modelować tego typu potencjalne rozkłady jako klasyczne imperfekcje.

W ocenie autorów zagadnienia podjęte w niniejszej analizie nie były dotychczas z dostateczną uwagą rozważane i dyskutowane w typowych ekspertyzach dotyczących stanu technicznego konstrukcji stalowych po pożarze. Z tego powodu wiele kwestii nadal nie jest do końca rozpoznanych, a wnioski rekomendowane w profesjonalnej literaturze nie zawsze są spójne i jednoznaczne. Nie ma również prostego przełożenia pozwalającego bezkrytycznie wykorzystać na tym polu bardzo już przecież obszerną wiedzę obejmującą opisanie i kształtowanie specjalnie dobranych procesów metalurgicznych związanych ze stalami konstrukcyjnymi. Wydaje się jednak, że w miarę usystematyzowana i doświadczalnie zweryfikowana analiza wyżej opisanych zjawisk jest w środowisku projektantów oczekiwana. Wypełnia ona bowiem swoistą lukę informacyjną, dzięki czemu ma istotne znaczenie praktyczne. Przykładem poświęcenia odpowiedniej uwagi tego typu rozważaniom – dotyczącym najpierw szczegółowego rozpoznania zmian strukturalnych zachodzących w stali konstrukcyjnej zastosowanej w ogarniętych przez pożar i wystudzonych po jego zakończeniu elementach ustroju nośnego, a następnie eksperymentalnie udokumentowanej oceny wpływu zinwentaryzowanych wcześniej zmian na możliwość ponownego wykorzystania tych elementów po pożarze – mogą być raporty [29] i [30], opracowane przez profesjonalne zespoły badawcze jako ekspertyzy po zniszczeniu budynku World Trade Center w Nowym Jorku w 2001 roku.

after fire of a given structural member, not only made of steel, should always take into account the presence of a stress-distribution pattern which could be unfavourable in the context of future static work. These stresses are present even when such a structural member shows no significant deformations. Hence, when analysing the structure's technical condition, it is worth modelling these types of potential distribution as classic imperfections.

To the best knowledge of the authors, the issues discussed in this analysis have not yet been considered or discussed in enough detail in typical expert studies of the technical condition of steel structures after a fire. As a result, a number of issues have still not been fully identified and the conclusions recommended in the professional literature are not always coherent and clear. There is also no simple method which would allow in this regard a routine application of the already-extensive knowledge of how to describe and develop specific metallurgical processes involving steel structures. It appears, however, that designers would welcome a relatively systematic and experimentally verified analysis of the phenomena described above. Such an analysis has a practical significance in that it fills a certain information gap. Such considerations – involving a detailed identification of structural changes occurring in structural steel used in load-bearing structural members heated by fire and cooled down afterwards, followed by an experimentally verified assessment of the impact of previously identified changes on fitness for re-use after a fire – are discussed in commendable detail in reports [29] and [30], which were prepared by professional research teams as expert studies following the destruction of the World Trade Center buildings in New York in 2001.

Literatura

- [1] Maślak M., *Badania stali konstrukcyjnej po pożarze w kontekście oceny możliwości jej dalszego użytkowania w ustrojach nośnych elementów budowlanych*, „Przegląd Budowlany” 2012, 6, 48–51.
- [2] Digges T.G., Rosenberg S.J., Geil G.W., *Heat treatment and properties of iron and steel*, National Bureau of Standards Monograph 88, United States Department of Commerce, Washington D.C. 1966.
- [3] Verhoeven J.D., *Steel metallurgy for the non-metallurgist*, ASM International: Materials Park, Ohio, 2007.
- [4] PN-EN 10025-1:2007: Wyroby walcowane na gorąco ze stali konstrukcyjnych. Część 1: Ogólne warunki techniczne dostawy.
- [5] Kosiorek M., *Ocena konstrukcji stalowych po pożarze*, materiały XV Ogólnopolskiej Konferencji *Warsztat pracy projektanta konstrukcji*, Ustroń, 23–26 lutego 2000, 51–53.
- [6] Gewain R.G., Iwankiw N.R., Alfawakhiri F., *Facts for steel buildings – fire*, American Institute of Steel Construction (AISC), Chicago 2003.
- [7] Maciejewski K., Sun Y., Gregory O., Ghonem H., *Time-dependent deformation of low carbon steel at elevated temperatures*, „Materials Science and Engineering: A”, 2012, 534, 147–156.
- [8] ASTM A572/A572M-04 Standard specification for high-strength low-alloy columbium-vanadium structural steel, ASTM International, West Conshohocken, Pennsylvania, 2004.
- [9] Günther H.P. (ed.), *Use and application of high-performance steels for steel structures*, Structural Engineering Documents 8, International Association for Bridge and Structural Engineering, Zürich, 2005.
- [10] Trilleros J.A., Mato S., Huertas I., *Development of a pilot furnace for testing structural steels under standard fire model*, w: Chan S.L., Shu G.P. (eds.) *proceedings of 7th International Conference Advances in Steel Structures*, Nanjing, April 14–16, 2012, vol. II, 821–830.
- [11] Bangi J.O., Maranga S.M., Ng'ang'a S.P., Mutuli S.M., *Effect of heat on mechanical properties and microstructure of reinforcing steel bars made from local scrap*, Proceedings of International Conference

- on Sustainable Research and Innovation, Nairobi, May 7-9, 2014, Vol. 5, 291–295.
- [12] Peg-Chi Peng, Jen-Hao Chi, Jyin-Wen Cheng, *A study on behavior of steel structures subjected to fire using non-destructive testing*, „Construction and Building Materials” 2016, 128, 170–175.
- [13] JIS G3136 Rolled steels for building structures, Japanese Industrial Standard, Japanese Standard Association 2012.
- [14] Panigrahi B.K., *Microstructures and properties of low-alloy fire resistant steel*, „Bulletin of Materials Science” 2006, Vol. 29, No 1, 59–66.
- [15] Bednarek Z., Kamocka R., *The heating rate impact on parameters characteristic of steel behaviour under fire conditions*, „Journal of Civil Engineering and Management” 2006, Vol. XII, No. 4, 269–275.
- [16] Kosiorek M., *Charakterystyki mechaniczne stali budowlanych w podwyższonych temperaturach*, materiały VI Międzynarodowej Konferencji Naukowo-Technicznej *Konstrukcje metalowe*, Katowice, 30 maja–2 czerwca 1979, 281–289.
- [17] Skowroński W., *O właściwościach stali w podwyższonej temperaturze*, „Konstrukcje Stalowe” 2000, 4(41), 50–52.
- [18] Nikolaou J., Papadimitriou G.D., *Microstructures and mechanical properties after heating of reinforcing 500 MPa class weldable steels produced by various processes (tempcore, microalloyed with vanadium and work-hardened)*, „Construction and Building Materials” 2004, 18, 243–254.
- [19] prEN 10080-1:1999: Steel for the reinforcement of concrete – weldable reinforcing steel. Part 1: General requirements.
- [20] Hager I., Kańka S., Maślak M., *Wpływ działania wysokiej temperatury i warunków schładzania na właściwości mechaniczne stali zbrojeniowej BSt500S*, materiały VII Międzynarodowej Konferencji *Bezpieczeństwo pożarowe obiektów budowlanych*, Warszawa, 6-8 listopada 2012, 23–30.
- [21] Foularis G., Baker A.J., Papadimitriou G.D., *A microscopic investigation of the precipitation phenomena observed during the pearlite reaction in vanadium alloyed carbon steel*, „Acta Metallurgica et Materialia” 1995, 43 (10), 3733–3742.
- [22] Jahazi M., Eghbali B., *The influence of hot forging conditions on the microstructure and mechanical properties of two microalloyed steels*, „Journal of Materials Processing Technology” 2001, 113 (1–3), 594–598.
- [23] Simon P., Economopoulos M., Nilles P., *Tempcore: a new process for the production of high quality reinforcing bars*, „Iron and Steel Engineer” 1984, 61 (3), 53–57.
- [24] Setiën J., González J.J., Alvarez J.A., Polanco J.A., *Evolution on mechanical behaviour in a structural steel subjected to high temperatures*, „Engineering Failure Analysis” 2002, 9, 191–200.
- [25] Vecchio R.S., Steel, w: Ratay R.T., *Structural condition assessment*, John Wiley & Sons, Hoboken, New Jersey, 2005.
- [26] Canale L.C.F., Mesquita R.A., Totten G.E., *Failure analysis of heat treated steel components*, ASM International: Materials Park, Ohio, 2008.
- [27] Bailey C.G., Burgess I.W., Plank R.J., *Analyses of the effects of cooling and fire spread on steel-framed buildings*, „Fire Safety Journal” 1996, 26, 273–293.
- [28] El-Rimawi J.A., Burgess I.W., Plank R.J., *The treatment of strain reversal in structural members during the cooling phase of a fire*, „Journal of Constructional Steel Research” 1996, Vol. 37, No. 2, 115–135.
- [29] Banovic S.W., Foecke T., *Damage and failure modes of structural steel components*, Federal building and fire safety investigation of the World Trade Center disaster, National Institute of Standards and Technology (NIST NCSTAR 1-3C), US Department of Commerce, 2005.
- [30] Biederman R.R., *Microstructural analysis of steel from the World Trade Center buildings 7, & 1 or 2, Higgins Armory/WPI MCSI Symposium*, Worcester, Massachusetts, June 8, 2005.

DR HAB. INŻ. MARIUSZ MAŚLAK, PROF. PK – profesor nadzwyczajny w Katedrze Konstrukcji Metalowych na Wydziale Inżynierii Lądowej Politechniki Krakowskiej. Zajmuje się kształtowaniem, utrzymaniem i weryfikacją stanu bezpieczeństwa stalowych ustrojów nośnych ze szczególnym uwzględnieniem zachowania się tego typu konstrukcji w warunkach ekspozycji na ogień. Jest członkiem International Association for Fire Safety Science (IAFSS), a od roku 2014 – także członkiem Komitetu Zarządzającego Międzynarodowego Projektu Badawczego COST TU1402 Quantifying the Value of Structural Health Monitoring. W latach 2010–2014 był członkiem Komitetu Zarządzającego Międzynarodowego Projektu Badawczego COST TU0904 *Integrated Fire Engineering and Response*. Od 2010 do 2014 roku był kierownikiem grantu badawczego własnego N N506 243938 Miary bezpieczeństwa i ich wzajemne relacje w wyjątkowej sytuacji projektowej pożaru rozwiniętego.

MGR INŻ. GRZEGORZ ŻWIRSKI – absolwent Wydziału Metalurgicznego Akademii Górniczo-Hutniczej w Krakowie. W latach 1997–2013 pracował jako specjalista oraz kierownik Laboratorium Kontroli Jakości w ArcelorMittal Poland. Obecnie jest zatrudniony na Wydziale Inżynierii Lądowej Politechniki Krakowskiej jako specjalista naukowo-techniczny. Pełni funkcję zastępcy kierownika do spraw jakości w akredytowanym Laboratorium Badawczym Materiałów i Konstrukcji Budowlanych.

MARIUSZ MAŚLAK, DS.C. ENG., PROFESSOR AT THE CRACOW UNIVERSITY OF TECHNOLOGY – Associate Professor at the Department of Metal Structures, Faculty of Civil Engineering, the Cracow University of Technology. He develops, maintains and verifies the safety status of steel load-bearing structures, with particular focus on the behaviour of this type of structure under exposure to fire. He is a member of the International Association for Fire Safety Science (IAFSS), and, since 2014, also a member of the Management Committee of COST Action TU1402 Quantifying the Value of Structural Health Monitoring. In 2010–2014 he was a member of the Management Committee of COST Action TU0904 *Integrated Fire Engineering and Response*. From 2010 to 2014 he was the manager of the own-grant research project N N506 243938 – *Measures of safety and their interrelations in the unique design situation of a developed fire*.

GRZEGORZ ŻWIRSKI, M.ENG. – a graduate of the Faculty of Metallurgy, AGH University of Science and Technology in Cracow. In 1997–2013 he worked as a specialist and manager of the Quality Control Laboratory at ArcelorMittal Poland. He is currently a science and technology specialist at the Faculty of Civil Engineering, the Cracow University of Technology. He is the quality manager at the accredited Research Laboratory of Building Materials and Structures.



Ministerstwo Nauki
i Szkolnictwa Wyższego

Artykuł został przetłumaczony ze środków MNiSW w ramach zadania: Stworzenie anglojęzycznych wersji oryginalnych artykułów naukowych wydawanych w kwartalniku „BiTP. Bezpieczeństwo i Technika Pożarnicza” – typ zadania: stworzenie anglojęzycznych wersji wydawanych publikacji finansowane w ramach umowy 935/P-DUN/2016 ze środków Ministra Nauki i Szkolnictwa Wyższego przeznaczonych na działalność upowszechniającą naukę.