

Michał GMITRZUK, Lech STARCZEWSKI
 Military Institute of Armored and Automotive Technology
 (Wojskowy Instytut Techniki Panczernej i Samochodowej)

PHENOMENA OF ADIABATIC SHEAR BANDS FORMING OF STRUCTURAL STEELS UNDER IMPACT LOAD CONDITIONS

Zjawiska formowania adiabatycznych pasm ścinania w stali konstrukcyjnej w warunkach obciążenia uderowego

Abstract: The paper presents the results of an experimental study on adiabatic shear bands (ASB) in two grades of steel with three different microstructures. Samples were subjected to impact forces in order to obtain a targeted shear band. The process of deforming the samples was carried out with a bar impact rod moving at high speeds in the range of 1.4 m/s to 16.5 m/s was carried out. Microstructural studies of deformed samples were performed using the Electron Backscatter Diffraction (EBSD) method. The results of the experiments show that the ASB type depends on the initial microstructure of the material and the deformation speed. It has been shown that, depending on the type of microstructure, ASBs are characterized by a different mechanism of formation and show different character.

Keywords: adiabatic shear bands, dynamic deformation, 40HM steel, 04J steel

Streszczenie: W artykule przedstawiono wyniki badań doświadczalnych adiabatycznych pasm ścinania (ASB) w dwóch gatunkach stali o trzech różnych mikrostrukturach. Próbki poddano działaniu sił uderu w celu uzyskania w materiale ukierunkowanych pasm ścinania. Przeprowadzono proces odkształcania próbek siłą uderu pręta poruszającego się z prędkością w zakresie od 1,4 m/s do 16,5 m/s. Badania mikrostruktury obszarów próbek poddanych odkształceniu wykonano metodą dyfrakcji elektronów wstecznie rozproszonych (EBSD). Wyniki eksperymentów wykazały, że rodzaj ASB zależy od mikrostruktury początkowej materiału oraz prędkości odkształcania. Wykazano iż w zależności od rodzaju mikrostruktury ASB charakteryzują się odmiennym mechanizmem powstawania i wykazują odmienny charakter.

Słowa kluczowe: adiabatyczne pasma ścinania, dynamiczna deformacja, stal 40HM, stal 04J

1. Introduction

Learning the mechanisms of changes in the properties of materials caused by quick-changing processes is driven by a need to safeguard vehicles exposed to the impact force, and also by the needs of such processes as explosive forming or cold forming. During dynamic deformation of metallic materials, resulting, for example, from the percussive impact of the projectile on the armour, or the impact of the detonation wave on the formed element, changes occur at the place of shear stress accumulation in the material's microstructure. As a result, the material usually cracks. It is caused by introducing a large stress gradient into a heterogeneous structure.

The characteristic feature of dynamic deformation in metallic materials occurring at a rate of more than 10^3 1/s is the formation of strongly directed shear bands called adiabatic shear bands (ASB) in the microstructure. This phenomenon shows features of adiabatic transformation because the energy of dynamic deformation is almost entirely consumed by structural and phase transformations in the affected areas [7].

The phenomenon of the formation of adiabatic shear bands, their morphology and internal structure was the subject of research published, inter alia, in the papers [2–5, 8, 10, 13, 14, 16, 17, 19].

The literature depicts several mechanisms and models that explain the formation of adiabatic shear bands in metals and their alloys. They take into consideration, inter alia, phase transformations, dynamic recrystallization, grain elongation, fragmentation and redistribution of dislocation [1].

Structural changes in the directed shear bands are also observed during cold rolling processes. In [18], it was determined that the microstructure inside the shear band consisted mainly of equiaxed grains with an average size of 70 nm. Observations of transmission electron microscopy (TEM) revealed that grain refinement within the shear band was conducted through induced shear deformation of the process of splitting and breaking up elongated grains. These phenomena are also observed at high deformation values.

On the basis of the adiabatic studies of shear bands to date, a division into three mechanisms of their formation was made [1, 7, 13]: deformation, transformation and deformation-transformation adiabatic shear bands.

Deformations arise only as a result of strong local deformation of the initial structure. They are commonly observed in nonferrous metal alloys such as aluminium or copper alloys. Transformation adiabatic shear bands are formed only as a result of localized phase transformations. They are known in English literature as White Etching Bands. Meanwhile, the deformation-transformation adiabatic shear bands (ASB) are formed with the involvement of both these mechanisms.

The purpose of this article was to learn and examine the processes occurring in steels with different structures under the influence of deformations generated by the impact force.

2. Samples for testing

The test samples were made from drawn bars made of two different steel grades:

- low-carbon magnetic soft steel, grade 04J,
- steel for toughening and surface hardening, grade 40HM.

The shape of the samples was designed in such a manner as to force deformations at a precise location, i.e. on the cross-section of the cylindrical part with diameter 4.57 mm and a hole with diameter 4.19 mm (fig. 1a). Dimensions and shape were adopted on the basis of the literature review [11, 12, 15].

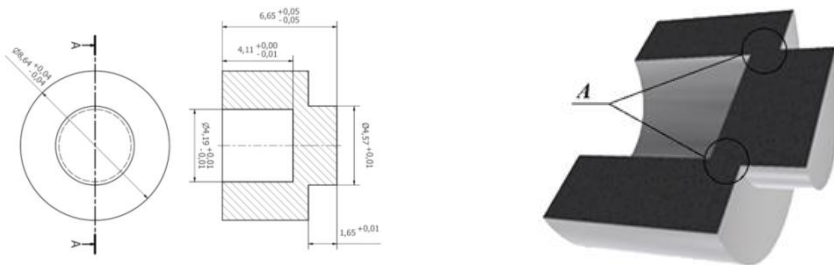


Fig. 1. Sample dimensions for adiabatic testing of shear bands - a; axonometric section of the sample after the impact test with the place marked with the letter A, where shear bands were expected to occur - b

The initial test material comprised drawn rods made of two steel grades (04J and 40HM). Steel grade 04J is characterized by high metallurgical purity, large grain size structure, ferrite structure with tertiary cementite secretions at the grain boundaries (fig. 2a). Meanwhile, the 40HM steel grade and its microstructure is characterized by a two-phase structure (fig. 2b). In its initial state, it has a fine-crystalline structure. This steel had a hardness of about 40 HRC.

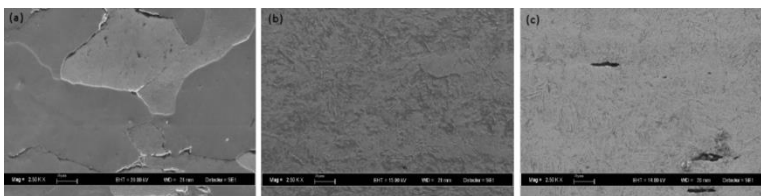


Fig. 2. Microstructure of the starting material a - steel grade 04J, b - standard steel grade 40HM, and c - steel grade after heat treatment 40HM 50HRC.

To obtain additional test material with a different structure, similar to that of armoured metal sheets (with martensite structure), heat treatment of 40HM steel grade samples to 50 HRC hardness was carried out, obtaining the martensite - acicular structure (fig. 2c). Based on the studies of microstructure of the adiabatic shear bands, a requirement imposed to

produce them with the volume of samples made of materials with different structures. The test samples were produced using compression techniques with various rates.

3. Experimental tests

Tests were divided into two phases: the preliminary testing phase and the essential testing phase. The objective of the preliminary testing was to produce adiabatic shear bands (ASB) in a geometrically determined cross-section of samples using the deformation technique. The second phase involved essential testing during which the ASB microstructure produced in the process of deformation samples was analyzed.

Shearing of samples was carried out by two methods using quasi-static and dynamic loading conditions.

The samples were labelled as follows:

- A, B, C – material option: A – steel grade 04J, B – steel grade 40HM with the hardness of 40HRC, C – steel grade 40HM with the hardness of 50HRC);
- K, D – deformation technique: K – quasi-static; D – dynamic);
- 01, 02, 03 – 01, 02, 03 - sample number corresponding to different material deformation rates.

3.1. Load in quasi-static conditions

Shearing of samples under quasi-static loading conditions was performed using a gravity drop hammer. The values of the shearing force applied to the samples were measured with extensometer, whereas the displacement values were measured with a camera for recording fast-changing phenomena. Initial conditions (speed, mass and height) in correlation with the samples in tab. 1 were presented.

Table 1

Initial conditions (speed, mass and height) in correlation with the samples

Impact speed	Cross-bar mass	Impact energy	Height	Sample		
				AK (04J)	BK (40HM_40HRC)	CK (40HM_50HRC)
4,5	3,11	31,44	1032,5	01	01	01
2,8	8,11	31,44	395,5	02	02	02
1,4	33,11	31,44	97,0	03	03	03

The dependence of the force acting on the sample was obtained in the function of the rod movement. This dependence indicates the value of the energy absorbed by the sample during the deformation process and then, shearing.

3.2. Load in dynamic conditions

In the shear test with a load of dynamic conditions, samples from materials and with the structural condition were used as in quasi-static tests. The analysis of rod movement was carried out using a camera for recording quick-changing phenomena. From the recorded motion films of the rod and the known number of frames per unit of time, the impact velocity of the rod into the sample was determined using the Tema Slow Motion image analysis software and the DIAdem calculation tool. The displacement of the rod by a bullet fired from a ballistic barrel was forced.

Table 2

Summary of the number and type of samples and initial conditions

Material	Name of the sample	Velocity of the impact of the rod on the sample, V_p , m/s	Kinetic energy of the rod hitting the sample, E_{kp} , J
04J	AD-01	8,0	14,2
	AD-02	12,4	34,2
	AD-03	14,2	44,5
40HM 40HRC	BD-01	8,6	16,2
	BD-02	10,8	25,7
	BD-03	16,4	59,5
40HM 50HRC	CD-01	8,6	16,2
	CD-02	11,7	30,0
	CD-03	17,9	70,4

More precisely, the kinetic energy of the projectile is transferred to the rod, which, moving with the projectile, transferred energy to the sample. Because the sample was rigidly fixed in the device, the transferred energy is consumed for deforming the material and working shear forces in the geometrically defined area of the sample. Thus, knowing the mass of the bar and the value of the speed of the striking bar in the sample, the value of the impact energy of the sample is known. A summary of the number and type of samples and initial conditions is shown in tab. 2. The velocity of the bullet striking the sliding rod was obtained by the amount of gunpowder. Three powder weights were adopted for three speeds.

3.3. Influence of energy absorption by the sample material on deformability

In tests with quasi-static load, the energy of the non-deformable rod moving at certain speeds is transferred to the sample. Due to the significant difference between the grip and the sample masses, it was assumed that all the energy absorbed by the material was equal to the surface area underneath the force-displacement graph.

$$E_a = \int_0^l F dl, [J] \quad (1)$$

where:

F – force [N],

dl – displacement [m].

Calculating the energy absorbed by the sample from equation (1) for the individual energy states of the materials tested, it can be seen that the material made of steel grade 40HM improved to a hardness of 50HRC, deformed at an impact speed of 4.5 m/s, has absorbed the highest energy (fig. 3b). The energy absorbed by the sample deformation exceeded 22 J.

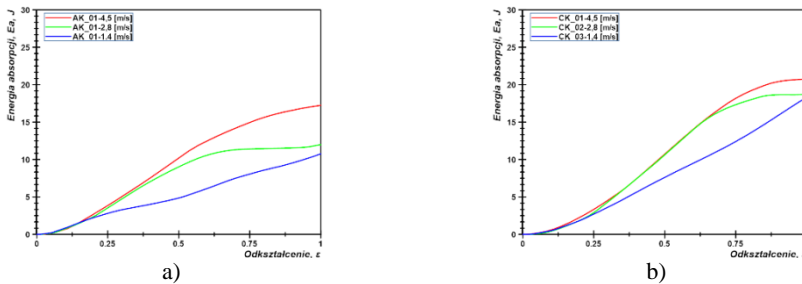


Fig. 3. Summary of the results of absorption energy (E_a) as a function of deformation (ϵ) for various rod impact speeds, but constant energy of 31.4 J: a - sample 04J; b - sample 40HM_50HRC

Comparison of the energy absorption values for materials 04J and 40HM_50HRC (fig. 3) shows that the impact speed in both cases influences the value of energy absorbed by the material. It was also observed that energy absorption at low impact speeds is linear, which may indicate uniform destruction of the sample and plastic deformation due to dislocation movement. The value of energy absorbed for materials with enhanced hardness is much higher than for plastic materials. Inhomogeneous energy absorption could indicate a lower capability of dislocation to move. This condition causes the limited flow of the material and consequently, an increase in the likelihood of ASB formation, and hence, another material destruction mechanism.

For comparison, the energy absorption coefficient was calculated for the two extreme material options. The energy absorption coefficient W_p corresponds to the ratio of the energy absorbed by the sample to the kinetic energy having an impact on the sample (2):

$$W_p = \frac{E_a}{E_K} \quad (2)$$

where:

W_p – energy absorption coefficient,

E_a – the energy absorbed by the material,

E_K – the energy transferred to the material of the sample.

The linear regression equations shown in Figure 4 show that a sample made of 40HM steel grade with the hardness of 50HRC absorbed more energy than a 04J sample made of plastic steel. However, based on the above analysis, it is not possible to determine the moment of ASB formation in the forced shear area.

Preliminary testing using the quasi-static load technique showed that as the deformation rate increases, the sample material strengthens, which results in an increase in force and, at the same time, in the stress.

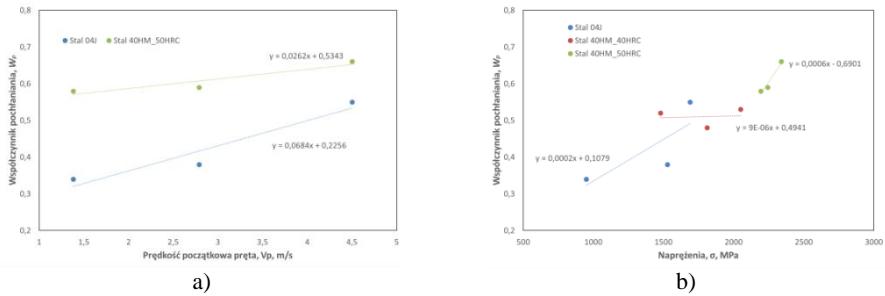


Fig. 4. The energy absorption coefficient W_p as a function of the rod impact speed against the sample for the two extreme steel grades (a) and the energy absorption coefficient as a function of the stresses generated during deformation (b)

Thus, there is a deformation rate limit for individual materials where progressive destruction of the structure occurs, which is manifested by an increase in the absorption energy due to greater plastic deformation inside the sample.

4. Adiabatic shear bands testing using EBSD technique

Observations included sample areas in which adiabatic shear bands could appear as a result of preliminary tests under quasi-static and dynamic loading. The places of observation are shown in fig. 1b.

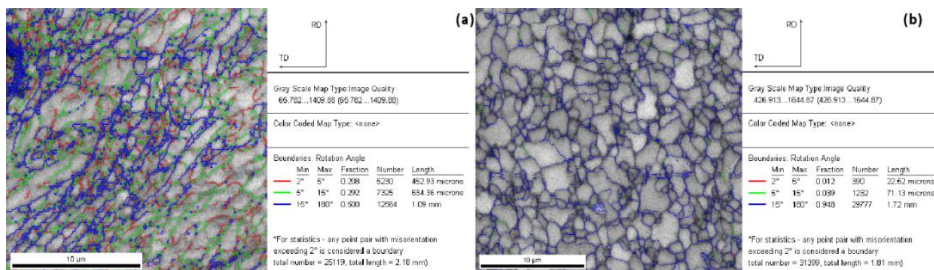


Fig. 5. Results of the analysis of the share of wide- and narrowly-angular boundaries between strongly deformed areas of samples made of 04J steel subjected to deformation at a speed of 1.4 m/s – sample AK-03 (a) and at a speed of 14.2 m/s – sample AD-03 (b)

The tests of sample microstructure show a significant variation of ASB form, which depends on the microstructure of the native material.

The tests were carried out using a scanning microscope with an EBSD detector. For samples made of the same material (04J) deformed at extreme speeds (1.4 m/s and 14.2 m/s), a significant difference in microstructure was found (fig. 5). EBSD analysis showed a fine-crystalline structure of the material between highly deformed areas (fig. 5b). Furthermore, a difference in the bandwidth was observed.

The tests showed the formation of new recrystallized structures inside ASB. This confirms the observation made by scanning microscopy using SE and BSE detectors.

The microstructure of sample AD-03 shows no narrow-angle boundaries and 95% share of wide-angle boundaries (fig. 5b). Reverse polar figures analysis performed (fig. 6a, b) showed no texture compared to the sample with low deformation rate (AK-03 - 1.4 m/s). Using GOS and KAM parameters, the share of fully recrystallized grains was shown at the levels of 96% and 86% respectively.

As described in A. Hadadzadeh's paper [6], a decline in the GOS parameter leads to an improvement in the microstructure and at the same time in its recrystallization.

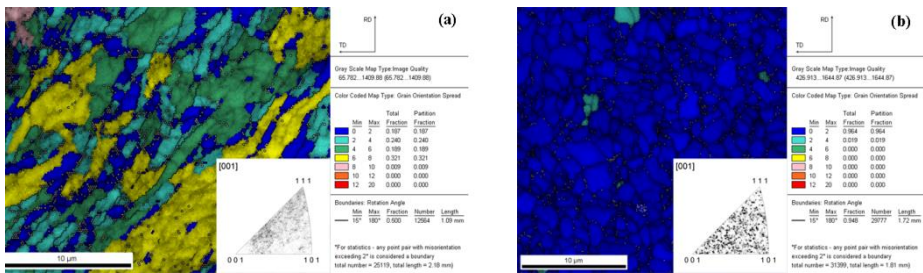


Fig. 6. Results of the analysis of the share of grains presented by the GOS parameter for the deformation within the ASB of the samples: a - subjected to an impact speed of 1.4 m/s (AK-03) and b - subjected to an impact speed of 14.2 m/s (AD-03)

For impact speed of 1.4 m/s (fig. 6a), no recrystallization nucleus formation was observed in the ASB microstructure. Only samples subjected to an impact speed of 8 m/s (AD-01) (fig. 7) showed the presence of recrystallization nuclei (fig. 7b). The share of grains presented by means of GOS parameter, which is within the range from 0° to 2° for the tested sample AD-01 (04J steel deformed with 8 m/s speed) was 36%. A large share of wide-angle boundaries was also obtained (fig. 7a) compared to narrow-angle boundaries, 74% and 26% respectively.

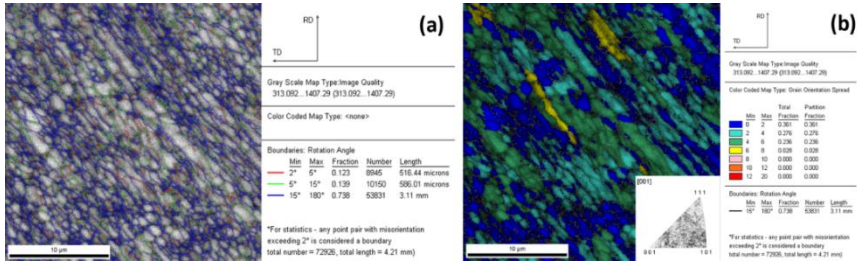


Fig. 7. The analysis of the microstructure obtained after the deformation of the sample AD-01 (04J steel) at the impact at 8 m/s is presented by: a - the share of wide and narrow-angle boundaries, and, b - by the GOS parameter.

Tests carried out with the EBSD detector on samples with the initial ferritic-perlite, and martensitic microstructure (40HM 40HRC and 40HM 50HRC) have shown the formation of fine-crystalline structures inside the ASB already for tests carried out with a drop hammer even at impact speeds of 1.4 m/s. It was observed that the share of wide-angle boundaries for the sample BK-03 (40HM steel with 40HRC hardness) deformed by means of a drop hammer with an initial speed of 1.4 m/s was 84% (fig. 8a), whereas the share of recrystallization nuclei described by the GOS parameter from the disbanded points in the analyzed area was about 51% (fig. 8b).

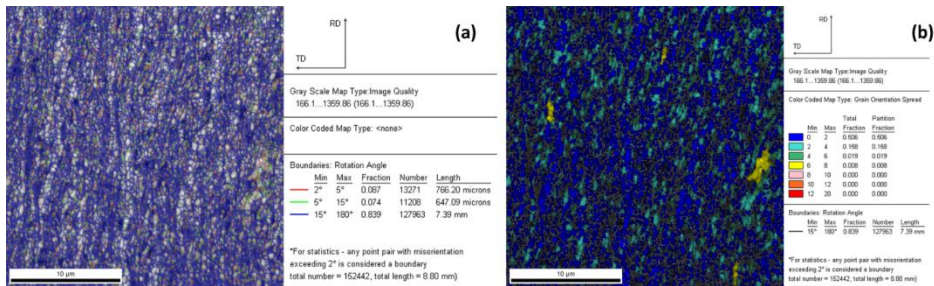


Fig. 8. Analysis of the microstructure obtained after deformation of the sample BK-03 (40HM steel with 40HRC hardness) at 1.4 m/s impact presented by: a - share of wide and narrow-angle boundaries, and, b - by GOS parameter

Figure 9 shows the results obtained from the EBSD analysis for two sample materials. The obtained relationships indicate that an increase in the impact speed of the rod against the sample causes an increase in the share of wide-angle boundaries and a decrease in the share of narrow-angle boundaries. In addition, the GOS coefficient increases, which indicates recrystallization within ASB. The above results allowed to link the increase in the deformation rate of the samples with the regeneration of the structure inside ASB.

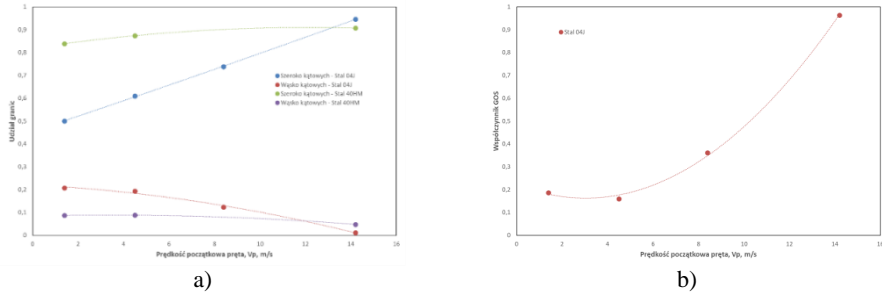


Fig. 9. The share of wide-angle and narrow-angle boundaries as a function of the impact velocity of the rod against the sample (a), and the GOC coefficient of grain recrystallization as a function of the impact speed of the rod against the sample (b)

The deformation of samples made of steel with different structure and mechanical properties with different impact speeds of the rod and at the same time different deformation rates, showed that inside ASB structures were formed divided into small lamellar crystallites.

The development of these structures has been observed thanks to the gradation of the impact speed of the rod against the sample for high plasticity material (steel grade 04J). For the lowest impact speed of the rod, a high texturing effect was observed inside the bands. At an almost 6-fold increase of the impact speed of the rod to the value of 8 m/s, the lamellar structures were observed, whereas at the impact speed of 14 m/s, the interior of the ASB structure was almost entirely recrystallized. A similar phenomenon was observed in the case of 40HM steel grade but at much lower impact speeds of the rod against the sample. Identical processes were described in paper [9], and they were linked to the so-called recrystallization through progressive divisional disorientation (PriSM).

5. Conclusions

Based on the adiabatic shear bands formed in two different steel grades with different structure and hardness the following was found:

1. The type of adiabatic shear bands and their width is influenced by the type of material, its hardness resulting from the applied heat treatment and the form of the resultant microstructure.
2. As the plasticity of the material decreases (increase in hardness), the ability to form transformational adiabatic shear bands (so-called White Etching Bands) increases. Tests have shown that this property is the result of forming fine-crystalline structures with high strength.
3. There is a limit to the deformation rate for which the deformation shear bands turn into transformational shear bands.
4. Transformational shear bands are a structure of ultra-fine crystallites with high disorientation of the crystallographic network among themselves.

5. The generation of new crystallites between the shear bands is a result of different deformation rates.
6. As a result of high deformation rates, dynamic recrystallization of the material occurs, probably according to the PriSM mechanism (progressive disorientation of subgrains).

6. References

1. Bassim M.N., Odeshi A.G.: Shear strain localisation and fracture in high strength structural materials. Archives of Materials Science and Engineering, Vol. 31, Iss. 2, 2008.
2. Bednarski T.: Teoria procesów obróbki plastycznej. Cz. I – kształtowanie brył. Wyd. Politechniki Warszawskiej, Warszawa 1987.
3. Bednarski T.: Mechanika plastycznego płynięcia metali. Oficyna Wyd. Pol. Warszawskiej, Warszawa 1993.
4. Boakye-Yiadom S., Bassim N.: Effect of heat treatment on stability of impact-induced adiabatic shear bands in 4340 steel. Materials Science and Engineering A 546, 2012.
5. Garbarz B., Marcisz J., Burian W., Wiśniewski A.: Mechanizmy odkształcenia dynamicznego w ultrawytrzymałych stalach nanostrukturalnych przeznaczonych na pancerze. Problemy Techniki Uzbrojenia, 2011.
6. Hadadzadeh A., Mokdad F., Wells M.A., Chen D.L.: A new grain orientation spread approach to analyze the dynamic recrystallization behavior of a cast-homogenized Mg-Zn-Zr alloy using electron backscattered diffraction. Materials Science and Engineering A, 709.
7. Kurzydłowski K.J.: Mechanika materiałów. Wydawnictwo Politechniki Warszawskiej, Warszawa 1993.
8. Landau P., Venkert A., Rittel D.: Microstructural aspects of adiabatic shear failure in annealed Ti6Al4V. Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 41, Iss. 2, 2010.
9. Lins J.F.C., Sandim H.R.Z., Kestenbach H.-J., Raabe D., Vecchio K.S.: A microstructural investigation of adiabatic shear bands in an interstitial free steel. Materials Science and Engineering A 457, 2007.
10. Marcisz J.: Statyczne i dynamiczne właściwości mechaniczne oraz mikrostruktura stali bainitycznych nanostrukturalnych, Monografia nr 11, Prace Instytutu Metalurgii Żelaza, 2018.
11. Meyers M.A., Xu Y.B., Xue Q., Perez-Prado M.T., McNelley T.R.: Microstructural evolution in adiabatic shear localization in stainless steel. Acta Materialia 51, 2003.
12. Meyers M.A., Nesterenko V.F., LaSalvia J.C., Xue Q.: Shear localization in dynamic deformation of materials: microstructural evolution and self-organization. Materials Science and Engineering A317, 2001.

13. Odeshi A.G., Al-Ameeri S., Mirfakhraei S., Yazdani F., Bassim M.N.: Deformation and failure mechanism in AISI 4340 steel under ballistic impact. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 45, 2006.
14. Odeshi A.G., Bassim M.N., Al-Ameeri S.: Effect of heat treatment on adiabatic shear bands in a high-strength low alloy steel. *Materials Science and Engineering A* 419, 2006.
15. Perez-Prado M.T., Hines J.A., Vecchio K.S.: Microstructural evolution in adiabatic shear bands in ta and ta-w alloys. *Acta materialia*, 49, 2001.
16. Xue Q., Cerreta E.K., Gray G.T.: Microstructural characteristics of post-shear localization in cold-rolled 316L stainless steel. *Acta materialia*, 51, 2003.
17. Yang Y., Wang B.F.: Dynamic recrystallization in adiabatic shear band in α -titanium. *Materials Letters*, 60, 2006.
18. Yang D., Yang H.: Nanograin Formation within Shear Bands in Cold-Rolled Titanium, DOI: 10.5772/intechopen.76969.
19. Zhang Jing, Tan Cheng-Wen, Ren Yu, Yu Xiao-Dong, Ma Hong-Lei, Wang Fu-Chi, Cai Hong-Nian: Adiabatic shear fracture in Ti-6Al-4V alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 21, Iss. 11, 2011.

ZJAWISKA FORMOWANIA ADIABATYCZNYCH PASM ŚCINANIA W STALI KONSTRUKCYJNEJ W WARUNKACH OBCIĄŻENIA UDAROWEGO

1. Wprowadzenie

Poznanie mechanizmów zmian właściwości materiałów wywołanych procesami szybkozmiennymi wynika z potrzeby zapewnienia bezpieczeństwa pojazdów narażonych na działanie siły udaru, a także z potrzeb takich procesów jak formowanie wybuchowe, czy też obróbka plastyczna na zimno. Podczas dynamicznych odkształceń materiałów metalicznych, wynikających np. z oddziaływania udarowego pocisku na pancierz bądź oddziaływania fali detonacyjnej na formowany element, w miejscu nagromadzenia naprężeń ścinających w mikrostrukturze materiału zachodzą zmiany. Ich skutkiem jest najczęściej powstawanie pęknięć. Wynikają one z wprowadzenia w niejednorodną strukturę dużego gradientu naprężeń.

Cechą charakterystyczną odkształcenia dynamicznego w materiałach metalicznych zachodzącego z szybkością większą niż 10^3 1/s jest tworzenie się w mikrostrukturze silnie ukierunkowanych pasm ścinania zwanych adiabatycznymi pasmami ścinania (*adiabatic shear bands* – ASB). Zjawisko to wykazuje cechy przemiany adiabatycznej, ponieważ energia odkształcenia dynamicznego zostaje niemal w całości zużyta na przemiany strukturalne i fazowe w tych obszarach [7].

Zjawisko powstawania adiabatycznych pasm ścinania, ich morfologia oraz budowa wewnętrznej struktury były przedmiotem badań publikowanych m.in. w pracach [2–5, 8, 10, 13, 14, 16, 17, 19].

W literaturze wymienia się kilka mechanizmów i modeli tłumaczących powstawanie w metalach i ich stopach adiabatycznych pasm ścinania. Uwzględniają one m.in. przemiany fazowe, rekrytalizację dynamiczną, wydłużenie i fragmentację ziaren oraz redystrybucję dyslokacji [1].

Zmiany strukturalne w ukierunkowanych pasmach ścinania obserwuje się także podczas procesów walcowania na zimno. W pracy [18] określono, że mikrostruktura wewnątrz pasma ścinania składała się głównie z ziaren równoosiowych o średniej wielkości 70 nm. Obserwacje transmisyjnej mikroskopii elektronowej (TEM) ujawniły, że rozdrobienie ziarna wewnątrz pasma ścinania odbywało się całkowicie poprzez indukowany deformacją ścinającą proces dzielenia i rozpadu wydłużonych ziaren. Zjawiska te obserwuje się przy dużych wartościach odkształceń.

Na podstawie dotychczasowych badań adiabaticznych pasm ścinania dokonano podziału na trzy mechanizmy ich powstawania [1, 7, 13]: odkształceniowe, transformacyjne, odkształceniowo-transformacyjne adiabaticzne pasma ścinania. Odkształceniowe powstają wyłącznie w wyniku silnego lokalnego odkształcenia struktury wyjściowej. Są one powszechnie obserwowane w nieferrytycznych stopach metali, takich jak stopy aluminium czy też miedzi. Transformacyjne powstają wyłącznie w wyniku zlokalizowanych przemian fazowych. W literaturze angielskiej znane są również jako *white etching bands* (białe pasma trawienia). Natomiast odkształceniowo-transformacyjne adiabaticzne pasma ścinania powstają z udziałem obydwu tych mechanizmów.

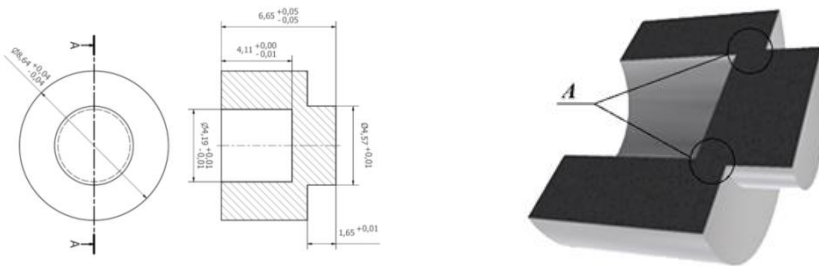
Celem niniejszego artykułu było poznanie i zbadanie procesów zachodzących w stalach o różnych strukturach pod wpływem odkształceń generowanych siłą uderu.

2. Próbkki do badań

Próbki do badań wykonano z prętów ciągnionych z dwóch różniących się gatunków stali:

- niskowęglowa magnetycznie miękka w gat. 04J,
- do ulepszenia cieplnego i hartowania powierzchniowego w gat. 40HM.

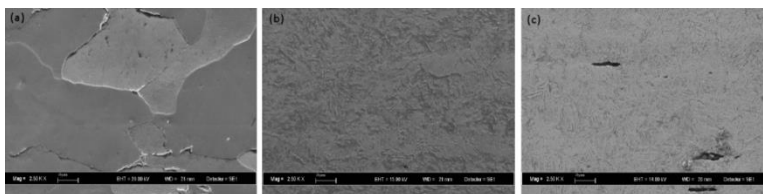
Kształt próbek zaprojektowano w taki sposób, aby wymusić odkształcenia w ściśle określonym miejscu, tj. na przekroju pomiędzy częścią walcową o średnicy 4,57 mm a otworem o średnicy 4,19 mm (rys. 1a). Wymiary oraz kształt przyjęto na podstawie przeglądu literatury [11, 12, 15].



Rys. 1. Wymiary próbki do badań adiabaticznych pasm ścinania (a), przekrój aksonometryczny próbki po badaniu uderem z miejscem zaznaczonym literą A, w którym spodziewano się wystąpienia pasm ścinania (b)

Wyjściowym materiałem badawczym były pręty ciągnione wykonane z dwóch rodzajów stali (04J oraz 40HM). Stal gatunku 04J charakteryzuje się wysoką czystością metalurgiczną, budową o dużej wielkości ziarna, strukturą ferrytu z wydzieleniami cementytu trzeciorzędowego na granicach ziaren (rys. 2a). Stal 40HM oraz jej mikrostruktura charakteryzuje się dwufazową budową (rys. 2b). W stanie wyjściowym ma budowę drobnokrystaliczną. Stal ta charakteryzowała się twardością ok. 40HRC. W celu uzyskania

dodatkowego materiału badawczego o innej strukturze, zbliżonej do struktury blach pancernych (strukturze martenzytu) przeprowadzono obróbkę cieplną próbek ze stali 40HM do twardości 50HRC, otrzymując strukturę martenzytu – struktura iglasta (rys. 2c).



Rys. 2. Mikrostruktura materiału wyjściowego: stali 04J (a), stali znormalizowanej 40HM (b) oraz stali po obróbce cieplnej 40HM 50HRC (c)

Badania mikrostruktury adiabatycznych pasm ścinania wymagały ich wytworzenia w objętości próbek wykonanych z materiałów o różnych strukturach. Próbkę badawczą otrzymano w procesie ściskania z różnymi prędkościami.

3. Badania eksperymentalne

Badania zostały podzielone na dwa etapy: badań wstępnych i badań zasadniczych. Celem badań wstępnych było wytworzenie w zadanym geometrycznie przekroju próbek adiabatycznych pasm ścinania metodą odkształceniową. Etap drugi stanowiły badania zasadnicze, w których analizowano mikrostrukturę ASB wytworzoną w procesie odkształcania próbek.

Ścinanie próbek zrealizowano za pomocą obciążenia w warunkach quasi-statycznych i dynamicznych.

Przyjęto następujące oznaczenia próbek:

- A, B, C – wariant materiałowy: A – stal 04J, B – stal 40HM o twardości 40HRC, C – stal 40HM o twardości 50HRC;
- K, D – sposób odkształcenie: K – quasi-statyczne; D – dynamiczne;
- 01, 02, 03 – numer próbki odpowiadający różnym prędkościom odkształcenia materiału.

3.1. Obciążenie w warunkach quasi-statycznych

Ścinanie próbek w warunkach obciążenia quasi-statycznego wykonano za pomocą młota spadowego. Wartości siły, z jaką ścinano próbki mierzono tensometrycznie, zaś wartości przemieszczenia – za pomocą kamery do rejestracji zjawisk szybkozmiennych.

Warunki początkowe (prędkość, masa oraz wysokość) w korelacji z próbkami przedstawiono w tab. 1.

Otrzymano zależności siły działającej na próbkę w funkcji przemieszczania się pręta. Zależność ta informuje o wartości energii pochłoniętej przez próbkę w procesie odkształcania a następnie ścinania.

Tabela 1

Warunki początkowe (prędkość, masa oraz wysokość) w korelacji z próbkami

Prędkość uderzenia	Masa trawersy	Energia uderzenia	Wysokość	Próbka		
				AK (04J)	BK (40HM_40HRC)	CK (40HM_50HRC)
4,5	3,11	31,44	1032,5	01	01	01
2,8	8,11	31,44	395,5	02	02	02
1,4	33,11	31,44	97,0	03	03	03

3.2. Obciążenie w warunkach dynamicznych

W próbie ścinania w warunkach dynamicznego obciążenia wykorzystano próbki z materiałów i w stanie strukturalnym jak w badaniach w warunkach obciążenia quasi-statycznego. Analizę ruchu pręta przeprowadzono za pomocą kamery do rejestracji zjawisk szybkozmiennych. Z zarejestrowanych filmów ruchu pręta oraz znanej liczby klatek w jednostce czasu, korzystając z programu do analizy obrazu Tema Slow Motion i programu obliczeniowego DIAdem, wyznaczono prędkość uderzenia pręta w próbkę. Przemieszczanie pręta było wymuszane pociskiem wystrzeliwanym z lufy balistycznej.

Tabela 2

Zestawienie ilości oraz rodzaju próbek i warunków początkowych

Materiał	Nazwa próbki	Prędkość uderzenia pręta w próbkę, V_p , m/s	Energia kinetyczna uderzenia pręta w próbkę, E_{kp} , J
04J	AD-01	8,0	14,2
	AD-02	12,4	34,2
	AD-03	14,2	44,5
40HM 40HRC	BD-01	8,6	16,2
	BD-02	10,8	25,7
	BD-03	16,4	59,5
40HM 50HRC	CD-01	8,6	16,2
	CD-02	11,7	30,0
	CD-03	17,9	70,4

Ujmując bardziej precyzyjnie, energia kinetyczna pocisku zostaje przekazana prętowi, który poruszając się wraz z pociskiem, przekazywał energię próbce. Ponieważ próbka jest sztywno zamocowana w przyrządzie, to przekazana energia zostaje zużyta na odkształcanie materiału i pracę sił ścinania w zdefiniowanym geometrycznie obszarze próbki. Tak więc,

gdy znana jest masa pręta oraz wartość prędkości uderzającego pręta w próbkę, znana jest również wartość energii uderzenia przekazanej próbce.

Zestawienie liczby oraz rodzaju próbek i warunków początkowych przedstawiono w tab. 2. Wymaganą prędkość pocisku uderzającego w suwliwy pręt uzyskiwano, stosując odpowiednią ilość prochu. Przyjęto trzy naważki prochu dla uzyskania trzech prędkości.

3.3. Wpływ absorpcji energii przez materiał próbki na odkształcalność

W badaniach przy obciążeniach quasi-statycznych energia przemieszczającego się z określonymi prędkościami nieodkształcalnego pręta jest przekazywana na próbkę. Ze względu na znaczną różnicę mas uchwytu i próbki przyjęto, że całą energię zaabsorbował materiał próbki. Wartość zaabsorbowanej energii odpowiada polu powierzchni pod wykresem siła–przemieszczenie.

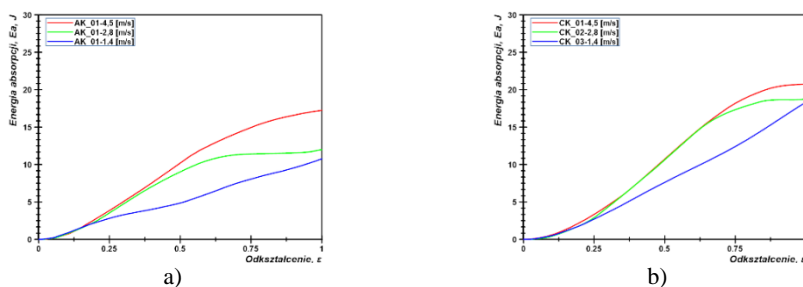
$$E_a = \int_0^l F dl, [J] \quad (1)$$

gdzie:

F – siła [N],

dl – przemieszczenie [m].

Wyliczając energię zaabsorbowaną przez próbkę z równania (1) dla poszczególnych stanów energetycznych badanych materiałów, można zauważyć, że największą energię zaabsorbował materiał stali 40HM ulepszonej do twardości 50HRC odkształcanej z prędkością uderzenia 4,5 m/s (rys. 3b). Energia pochłonięta na odkształcenie próbki przekroczyła wartość 22 J.



Rys. 3. Zestawienie wyników energii absorpcji (E_a) w funkcji odkształcenia (ϵ) dla różnej prędkości uderzenia pręta, lecz stałej energii 31,4 J: próbka 04J (a), próbka 40HM_50HRC (b)

Z porównań wartości absorpcji energii dla materiałów 04J i 40HM_50HRC (rys. 3) wynika, że prędkość uderzenia w obu przypadkach ma wpływ na wartość pochłoniętej energii przez materiał. Zaobserwowano również, że absorbcja energii w przypadku małych prędkości uderzenia ma charakter liniowy, co może świadczyć o jednostajnym niszczeniu próbki oraz odkształceniu plastycznym w wyniku ruchu dyslokacji. Wartość zaabsor-

bowanej energii dla materiałów o podwyższonej twardości jest znacznie większa niż dla materiałów o dużej plastyczności. Niejednorodne pochłanianie energii może świadczyć o mniejszej zdolności do przemieszczania się dyslokacji. Taki stan powoduje ograniczone płynięcie materiału, a w konsekwencji wzrost prawdopodobieństwa powstania ASB, a co za tym idzie inny mechanizm niszczenia materiału.

W celach porównawczych dla dwóch skrajnych wariantów materiałowych dokonano wyliczenia współczynnika absorpcji energii. Współczynnik absorpcji energii W_p odpowiada stosunkowi energii zaabsorbowanej przez próbkę do energii kinetycznej oddziałującej na próbkę:

$$W_p = \frac{E_a}{E_K} \quad (2)$$

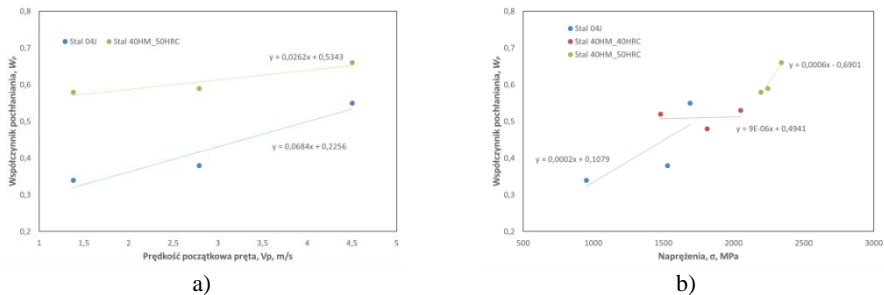
gdzie:

W_p – współczynnik absorpcji energii,

E_a – energia zaabsorbowana przez materiał,

E_K – energia przekazywana materiałowi próbki.

Z przedstawionych na rys. 4 liniowych równań regresji wynika, że próbka wykonana ze stali 40HM o twardości 50HRC zaabsorbowała większą ilość energii niż próbka ze stali plastycznej 04J. Jednak na podstawie powyższej analizy niemożliwe jest ustalenie momentu powstania ASB w obszarze wymuszonego ścinania.



Rys. 4. Współczynnik absorpcji energii W_p w funkcji prędkości uderzenia pręta w próbkę dla dwóch skrajnych rodzajów stali (a) oraz współczynnik absorpcji energii w funkcji naprężeń generowanych podczas odkształceń (b)

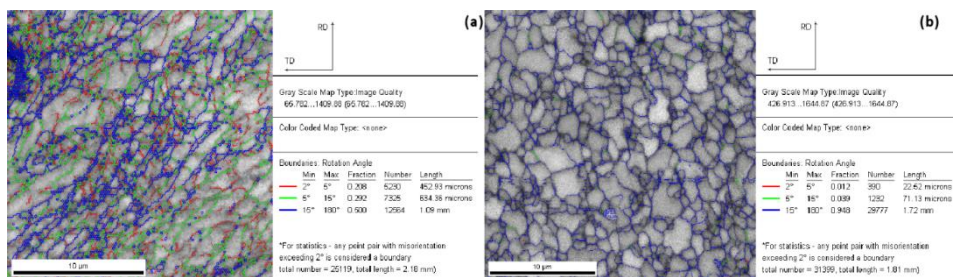
Badania wstępne z wykorzystaniem obciążenia quasi-statycznego wykazały, że wraz ze wzrostem prędkości odkształcania umacnia się materiał próbek, co skutkuje wzrostem siły i zarazem naprężeń (rys. 4b). Tak więc istnieje granica prędkości odkształcania dla poszczególnych materiałów, w których następuje progresywne niszczenie struktury, co przejawia się wzrostem energii absorpcji na skutek większego odkształcenia plastycznego wewnątrz próbki.

4. Badania adiabatycznych pasm ścinania techniką EBSD

Obserwacji podlegały obszary próbek, w których w wyniku badań wstępnych przy obciążeniu quasi-statycznym i dynamicznym mogły pojawić się pasma ścinania o charakterze adiabatycznym. Miejsca obserwacji przedstawia rys. 1b.

Z badań mikrostruktury próbek wynika istotne zróżnicowanie postaci ASB, które zależą od mikrostruktury materiału rodzimego.

Badania przeprowadzono z wykorzystaniem mikroskopu skaningowego z detektorem EBSD. Dla próbek wykonanych z tego samego materiału (04J) odkształczanych ze skrajnymi prędkościami (1,4 m/s i 14,2 m/s), wynikającymi ze sposobu ich obciążania, wykazano znaczącą różnicę w mikrostrukturze (rys. 6). Analiza EBSD wykazała drobno-kryształiczną budowę materiału pomiędzy obszarami silnie odkształconymi (rys. 5b). Ponadto zaobserwowano różnicę w szerokości pasm.



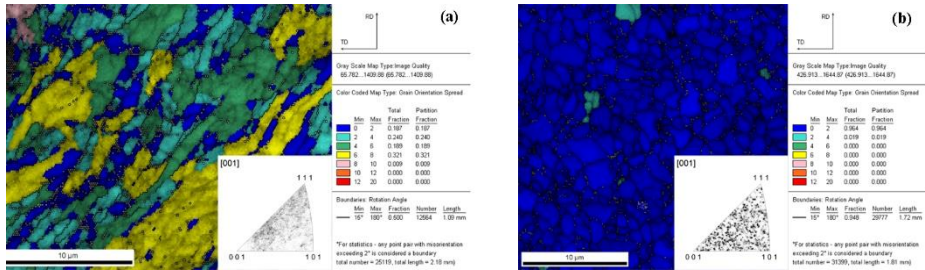
Rys. 5. Wyniki analizy udziału granic szeroko- i wąskokątowych występujących pomiędzy obszarami silnie odkształconymi próbek wykonanych ze stali 04J poddanych odkształceniom z prędkością: 1,4 m/s – próbka AK-03 (a) oraz 14,2 m/s – próbka AD-03 (b)

W badaniach wykazano powstawanie nowych zrekrystalizowanych struktur wewnątrz ASB. Potwierdzono w ten sposób obserwację dokonaną za pomocą mikroskopii skaningowej z wykorzystaniem detektorów SE i BSE.

Mikrostruktura próbki AD-03 wykazuje brak granic wąskokątowych oraz 95% udział granic szerokokątowych (rys. 5b). Wykonana analiza odwrotnych figur biegunowych (rys. 6a, b) wykazała brak występowania tekstury w porównaniu do próbki o małej prędkości odkształcenia (AK-03 – 1,4 m/s). Za pomocą parametrów GOS i KAM wykazano odpowiednio 96% oraz 86% udział ziaren w pełni zrekrystalizowanych.

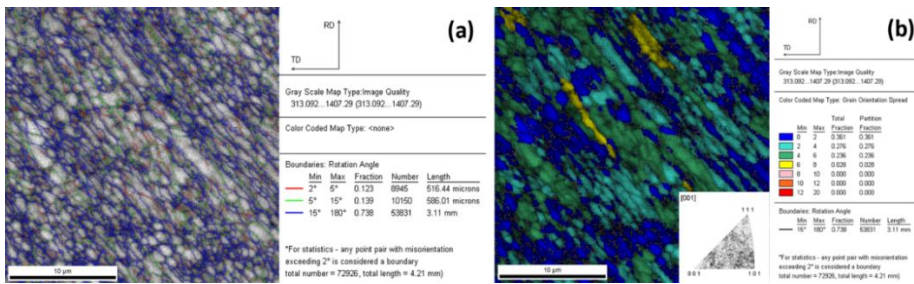
Jak opisano w pracy [6], spadek parametru GOS prowadzi do poprawy mikrostruktury, a za razem jej rekrystalizacji.

Dla prędkości uderzenia 1,4 m/s (rys. 6a), w mikrostrukturze ASB nie zaobserwowano zjawiska tworzenia się zarodków rekrystalizacji. Dopiero próbki poddane uderzeniu prędkości na poziomie 8 m/s (AD-01) (rys. 7) wykazały występowanie zarodków rekrystalizacji (rys. 7b).



Rys. 6. Wyniki analizy udziału ziaren przedstawionych parametrem GOS dla uzyskanych odkształceń wewnątrz ASB próbek: poddanej prędkości uderzenia 1,4 m/s (AK-03) (a) oraz poddanej prędkości uderzenia 14,2 m/s (AD-03) (b)

Udział ziaren przedstawionych parametrem GOS zawierający się w przedziale od 0° do 2° dla badanej próbki AD-01 (stal 04J poddana odkształceniu 8 m/s) wyniósł 36%. Uzyskano również duży udział granic szerokokątowych (rys. 7a) w porównaniu do wąskokątowych, odpowiednio 74% i 26%.

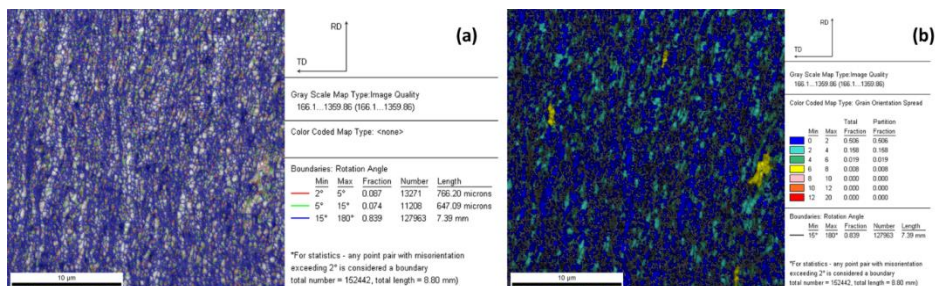


Rys. 7. Analiza mikrostruktury uzyskanej po odkształceniu próbki AD-01 (stal 04J) przy uderzeniu z prędkością 8 m/s przedstawiona za pomocą: udziału granic szeroko- i wąskokątowych (a) oraz za pomocą parametru GOS (b)

Badania prowadzone za pomocą detektora EBSD na próbkach o wyjściowej mikrostrukturze ferrytyczno-perlitycznej i martenzytycznej (40HM 40HRC i 40HM 50HRC) wykazały powstawanie drobnokrystalicznych struktur wewnątrz ASB już dla prób przeprowadzanych za pomocą młota spadowego nawet przy prędkościach uderzenia rzędu 1,4 m/s.

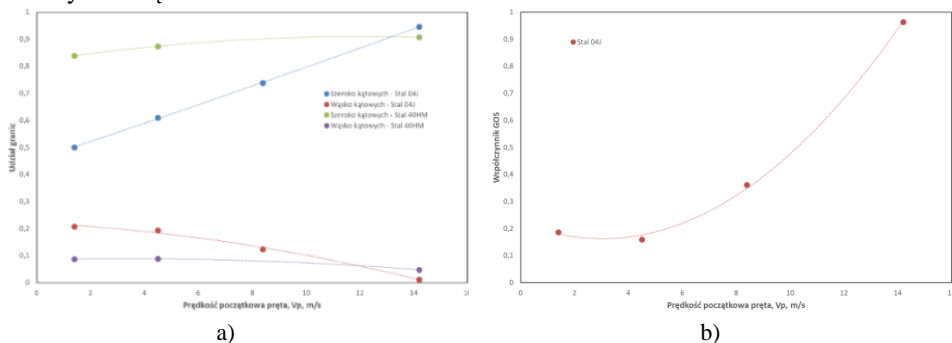
Zaobserwowano, że udział granic szerokokątowych dla próbki BK-03 (stal 40HM o twardości 40HRC) odkształconej za pomocą młota spadowego z prędkością początkową 1,4 m/s wyniósł 84% (rys. 8a), natomiast udział zarodków rekrytalizacji opisanych parametrem GOS z rozwiązanych punktów analizowanego obszaru wyniósł ok. 51% (rys. 8b).

Na rys. 9 zestawiono wyniki uzyskane z analizy EBSD dla dwóch materiałów próbek. Otrzymane zależności wskazują, że wzrost prędkości uderzenia pręta w próbkę powoduje wzrost udziału granic szerokokątowych oraz spadek udziału granic wąskokątowych.



Rys. 8. Analiza mikrostruktury uzyskanej po odkształceniu próbki BK-03 (stal 40HM o twardości 40HRC) przy uderzeniu z prędkością 1,4 m/s przedstawiona za pomocą: udziału granic szeroko- i wąskokątych (a) oraz za pomocą parametru GOS (b)

Ponadto wzrasta współczynnik GOS, który świadczy o rekryształizacji wewnątrz ASB. Powyższe wyniki pozwoliły powiązać wzrost prędkości odkształcania próbek z nową strukturą wewnątrz ASB.



Rys. 9. Udział granic szerokokątych i wąskokątych w funkcji prędkości uderzenia pręta o próbkę (a) oraz współczynnik rekryształizacji ziaren GOS w funkcji prędkości uderzenia pręta o próbkę (b)

Odształcanie próbek wykonanych ze stali o zróżnicowanej strukturze i własnościach mechanicznych z różnymi prędkościami uderzenia pręta a zarazem różnymi prędkościami odkształceń wykazało powstawanie wewnątrz ASB podzielonych na małe krystaliny lamelarnych struktur. Rozwój tych struktur udało się zaobserwować dzięki stopniowaniu prędkości uderzenia pręta w próbkę dla materiału o wysokiej plastyczności (stali 04J). Dla najmniejszej prędkości uderzenia pręta zaobserwowano wysokie stekstrowanie wnętrza pasm. Przy prawie 6-krotnym wzroście prędkości uderzenia pręta, do wartości 8 m/s zaobserwowano lamelarne struktury, natomiast przy prędkości uderzenia w granicach 14 m/s wewnątrz struktury ASB było niemal całe zrekryształizowane. Podobne zjawisko zaobserwowano w przypadku stali 40HM, lecz przy znacznie mniejszych prędkościach uderzenia pręta w próbkę. Identyczne procesy opisano w pracy [9] i powiązano je z tzw. rekryształizacją w drodze progresywnej dezorientacji podziaren (PriSM).

5. Wnioski

Na podstawie badań adiabatycznych pasm ścinania powstałych w dwóch różnych gatunkach stali różniących się strukturą i twardością stwierdzono:

1. Na rodzaj adiabatycznych pasm ścinania oraz na ich szerokość ma wpływ rodzaj materiału, jego twardość wynikająca z zastosowanej obróbki cieplnej oraz postać ukształtowanej w jej wyniku mikrostruktury.
2. Wraz ze spadkiem plastyczności materiału (wzrost twardości) rośnie zdolność do powstawania transformacyjnych adiabatycznych pasm ścinania (tzw. białe pasma trawienia). Wykazano, że ta cecha jest skutkiem wytworzenia drobnokrystalicznych struktur o wysokiej wytrzymałości.
3. Istnieje pewna granica prędkości odkształcenia, dla której odkształceniowe pasma ścinania zamieniają się w transformacyjne pasma ścinania.
4. Transformacyjne pasma ścinania to struktura ultradrobnych krystalitów o wysokiej dezorientacji sieci krystalograficznej pomiędzy sobą.
5. Generowanie nowych krystalitów pomiędzy pasmami ścinania wynika z różnej prędkości odkształcenia.
6. W wyniku dużych prędkości odkształceń zachodzi rekrytalizacja dynamiczna materiału prawdopodobnie według mechanizmu PriSM (progresywnej dezorientacji podziaren).

6. Literatura

1. Bassim M.N., Odeshi A.G.: Shear strain localisation and fracture in high strength structural materials. Archives of Materials Science and Engineering, Vol. 31, Iss. 2, 2008.
2. Bednarski T.: Teoria procesów obróbki plastycznej. Cz. I – kształtowanie brył. Wyd. Politechniki Warszawskiej, Warszawa 1987.
3. Bednarski T.: Mechanika plastycznego płynięcia metali. Oficyna Wyd. Pol. Warszawskiej, Warszawa 1993.
4. Boakye-Yiadom S., Bassim N.: Effect of heat treatment on stability of impact-induced adiabatic shear bands in 4340 steel. Materials Science and Engineering A 546, 2012.
5. Garbarz B., Marcisz J., Burian W., Wiśniewski A.: Mechanizmy odkształcenia dynamicznego w ultrawytrzymałych stalach nanostrukturalnych przeznaczonych na pancerze. Problemy Techniki Uzbrojenia, 2011.
6. Hadadzadeh A., Mokdad F., Wells M.A., Chen D.L.: A new grain orientation spread approach to analyze the dynamic recrystallization behavior of a cast-homogenized Mg-Zn-Zr alloy using electron backscattered diffraction. Materials Science and Engineering A, 709.

7. Kurzydłowski K.J.: *Mechanika materiałów*. Wydawnictwo Politechniki Warszawskiej, Warszawa 1993.
8. Landau P., Venkert A., Rittel D.: Microstructural aspects of adiabatic shear failure in annealed Ti6Al4V. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 41, Iss. 2, 2010.
9. Lins J.F.C., Sandim H.R.Z., Kestenbach H.-J., Raabe D., Vecchio K.S.: A microstructural investigation of adiabatic shear bands in an interstitial free steel. *Materials Science and Engineering A* 457, 2007.
10. Marcisz J.: Statyczne i dynamiczne właściwości mechaniczne oraz mikrostruktura stali bainitycznych nanostrukturalnych, Monografia nr 11, Prace Instytutu Metalurgii Żelaza, 2018.
11. Meyers M.A., Xu Y.B., Xue Q., Perez-Prado M.T., McNelley T.R.: Microstructural evolution in adiabatic shear localization in stainless steel. *Acta Materialia* 51, 2003.
12. Meyers M.A., Nesterenko V.F., LaSalvia J.C., Xue Q.: Shear localization in dynamic deformation of materials: microstructural evolution and self-organization. *Materials Science and Engineering A* 317, 2001.
13. Odeshi A.G., Al-Ameeri S., Mirfakhraei S., Yazdani F., Bassim M.N.: Deformation and failure mechanism in AISI 4340 steel under ballistic impact. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 45, 2006.
14. Odeshi A.G., Bassim M.N., Al-Ameeri S.: Effect of heat treatment on adiabatic shear bands in a high-strength low alloy steel, *Materials Science and Engineering A* 419, 2006.
15. Perez-Prado M.T., Hines J.A., Vecchio K.S.: Microstructural evolution in adiabatic shear bands in ta and ta-w alloys. *Acta materialia*, 49, 2001.
16. Xue Q., Cerreta E.K., Gray G.T.: Microstructural characteristics of post-shear localization in cold-rolled 316L stainless steel. *Acta materialia*, 51, 2003.
17. Yang Y., Wang B.F.: Dynamic recrystallization in adiabatic shear band in α -titanium. *Materials Letters*, 60, 2006.
18. Yang D., Yang H.: Nanograin Formation within Shear Bands in Cold-Rolled Titanium, DOI: 10.5772/intechopen.76969.
19. Zhang Jing, Tan Cheng-Wen, Ren Yu, Yu Xiao-Dong, Ma Hong-Lei, Wang Fu-Chi, Cai Hong-Nian: Adiabatic shear fracture in Ti-6Al-4V alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 21, Iss. 11, 2011.

