

Фазово превръщане на аустенитни листови материали при едномерен опън на студена пластична деформация

Емил Янков, Мария Николова, Ваня Захаријева

Abstract: The objective of this investigation was to define the influence of cold plastic deformation on the structure, mechanical and magnetic properties of X5CrNi18-10 austenitic steel. Due to their high corrosion resistance and versatile mechanical properties the austenitic stainless steels are used for plastic deformation at low temperature. The formation of deformation-induced martensite is related to the austenite (γ) instability at temperatures close or below room temperature. However this transformation does not occur homogeneously in the whole material, since the volume fraction of martensite formed is a function of the amount of deformation. The aim of this study is therefore to investigate the phase composition, texture and microstructure to improve the current understanding of the deformation induced martensitic transformation in X5CrNi18-10 austenitic steel after 43% uniaxial tension.

Key words: chromium–nickel austenitic steel, plastic deformation at low temperature, metallic sheet, microstructure, XRD.

ВЪВЕДЕНИЕ

Метастабилните аустенитни стомани са преспективни инженерни материали с добра корозионна устойчивост и механични свойства. Последните силно се повлияват от наличието на деформационно получен мартензит, който се отличава с по-висока твърдост и якост. Влиянието на основни фактори върху превръщането като химичен състав, температура, скорост на прилагане на напрежението, големината на зърната, начин на деформация и др., все още не е напълно изяснено, особено що се касае до листови материали. Основен проблем представлява трудността при подготовката на повърхностите им за наблюдение и предсказването на промяната в механичното им поведение. Определянето на количеството мартензит след деформация е от особено голяма важност за експлоатационните качества на материала.

Ето защо в тази статия е изследван деформационно получения мартензит в листов материал от стомана X5CrNi18-10. Целта е да се получи информация за настъпилото превръщане посредством микроструктурен и рентгеноструктурен анализ.

МЕТОДИКА НА ИЗСЛЕДВАНЕТО

Химичният състав на пробните тела (Табл. 1.) е определен квантометрично с помощта на уред SPECTRON. Проведено е микроструктурно наблюдение на стомана X5CrNi18-10 (AISI 304, DIN 1.4301, SUS 304, GOST 07Ch18N10) преди и след приложената деформация по методика, посочена в [1] чрез електролитно проявяване за 30s в разтвор от H_2PO_4 (100 ml), H_2SO_4 (110 ml), глицерол (590 ml), H_2O (200 ml) и плътност на тока 2,66 A/cm² (U = 40V, I = 4A).

За отграничаване и визуализиране на мартензита и аустенитната е използван реактив на Kalling's №2. По-тъмно изглеждащите фази са мартензитни игли, а светлите области представляват аустенитните зърна.

Табл. 1. Химичен състав на изследваната стомана

Елемент	C	Cr	Ni	Mn	Mo	Si	Cu	S	P	N	Fe
%	0,05	18,47	7,8	1,13	0,28	0,535	0,277	0,007	0,035	0,03	71,1

За рентгеноструктурния анализ е използван рентгенов дифрактометър URD-6 в среда на K_α лъчение с дължина на вълната $\lambda = 1,93728 \text{ \AA}$. Информацията за фазовия състав на база дифракционните максимуми е анализирана с помощта на програмата Pcpdfwin. Коефициентът на текстурованост е пресметнат с данните от рентгеноструктурния анализ.

РЕЗУЛТАТИ И АНАЛИЗИ

Количеството на образувания по време на деформацията мартензит зависи от няколко фактора като: химичен състав, температура, приложеното усилие за деформация, скоростта на деформация, напрегнатото състояние, начина на деформация, големина на зърната, тяхната ориентация и т.н. Подобно на термично-индуцираното превръщане, напреженията по време на пластичната деформация определят плъзгане на атомите на рецепрочни на междоатомните разстояния, което прави превръщането бездифузионно.

Податливостта към мартензитно превръщане на аустенитните стомани е свързана основно със стойността на т.нар. *stacking fault energy (SFE)* или енергия, необходима за натрупване на дефекти, която е композиционно-чувствителен параметър. Никелът увеличава стойността на тази енергия, тъй като води до повишено дислокационно напречно плъзгане, докато Cr, Mn и Si намаляват SFE на аустенита. Колкото по-високо е съотношението Ni/Cr (в конкретния случай е 0,422), толкова по-устойчива е аустенитната структура и по-слабо са проявените магнитни свойства [2]. Получената стойност е сравнително ниска, поради относително малкото съдържание на никел в стоманата.

Eichelman и Hull са въвели използването на уравнение, което дава възможност да се изчисли приблизително M_s температурата:

$$M_s (\%C) = 1302 - 42(\%Cr) - 61(\%Ni) - 33(\%Mn) - 28(\%Si) - 1667 (\% [C+N]) \quad (1)$$

$$M_s = -135,17^\circ C$$

Същественото уякчаване се дължи на деформацията под температура M_d – тя показва, че при 30% деформация, 50% от структурата е мартензитна. Енергията, необходима за мартензитното превръщане се осигурява от пластичната деформация. Тя може да повиши температурата M_d – температурата, под която се образува мартензит при деформация. Angel et al. [3] дават връзката между температурата M_d и химичния състав на стоманата:

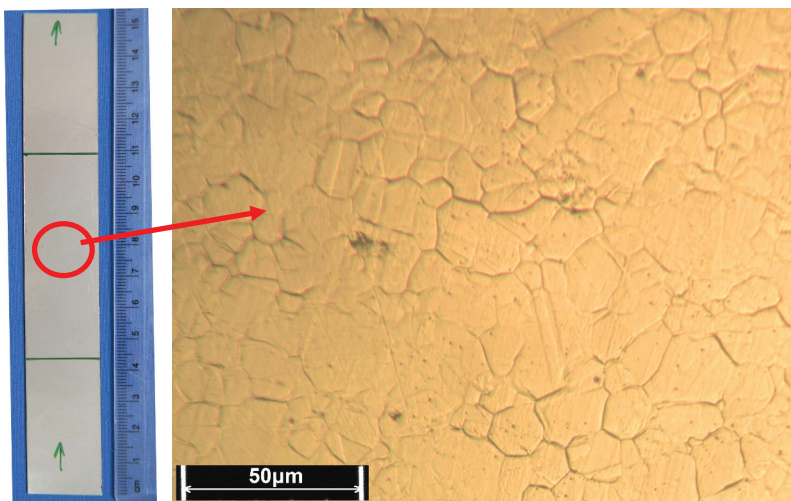
$$M_{d(30/50)} (\%C) = 413 - 13.7(\%Cr) - 9.5(\%Ni) - 8.1(\%Mn) - 18.5(\%Mo) - 9.2(\%Si) - 462(\%[C+N]) \quad (2)$$

$$M_{d(30/50)} = 29,6^\circ C$$

Получената стойността е сравнително висока, а стомани с висока $M_{d(30/50)}$ са по-податливи към мартензитно превръщане под действие на приложено напрежение при стайна температура [4].

В електролитно проявената структура (фиг. 1.) се наблюдават ясни очертания на границите на зърната, различно ориентирани двойници в тях и фини неметални включения (най-вероятно оксиди, карбонитриди и глобуларни силициеви оксиди). Важен показател е размерът на зърното - много фино зърно би довело съгласно зависимостта на Petch-Hall до нежелано повишаване на границата на провлачване, по-едрозърнестата структура би предизвикала повърхностна грапавост на пластично обработения метал, която обикновено се означава като "портокалова кора". Наблюдаваната структура е сравнително дребнозърнеста (среден размер на зърното между 20-30 μm) без да се установява наличие на области с натрупани едри или дребни зърна.

В проявената структура след приложения едномерен опън (фиг. 2 а, б) се наблюдава преориентация на зърната (макар и не силно изразена) в най-благоприятните посоки, като последната не превишава 45° , което е характерно за този вид опън. Успоредно разположените иглоподобни фази след проявяване с реактив на Kalling, както и XRD анализ и механичните изпитвания се доказва, че са с мартензитна природа.



Фиг. 1. Електролитно проявена микроструктура на листовия материал от стомана X5CrNi18-10 при доставка

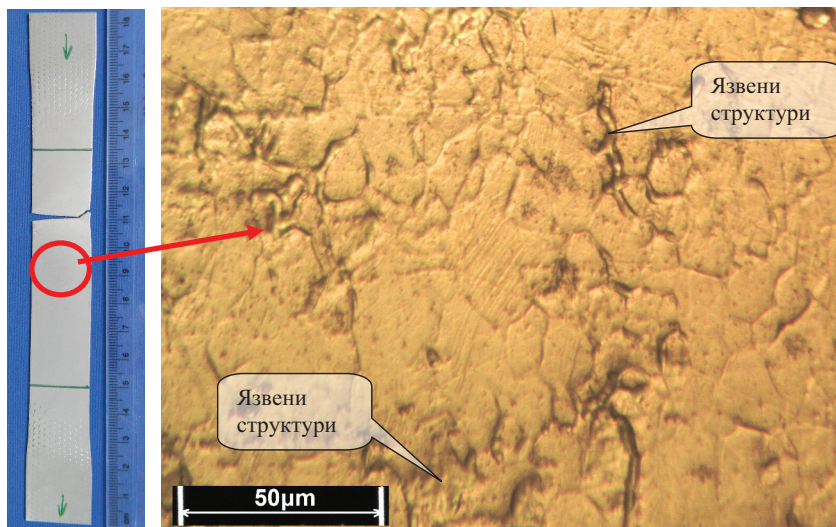
Както се вижда от електролитно проявената структура в метала преди късането се развива язвено-подобна структура, тъй като на места материалът става силно податлив към разтваряне, поради увеличаване дефектността на структурата. Локалното нарастването на междуматричните разстояния прави деформираната структура податлива към междукристална и питингова корозия. Микроструктурата показва, че фракциите от трансформирани зърна не са равномерно разположение в материала.

Наблюдаваните иглоподобни структури, с преимуществена ориентация, съответстваща на приложения опън (фиг. 3. а, б) са характерни за по-едрият γ -зърна, което потвърждава по-голямата чувствителност на едрозърнестите структури към трансформация [5]. Ивичестата ориентация на мартензита е свързана с блоковото му формиране. Наклонът на иглите следва или двойниците, или равнините на плъзгане. Зараждането на мартензита е най-вероятно свързано с дислокационните натрупвания. Наличието на нетрансформирани зърна се дължи на пластичната анизотропия и ограниченията, които налагат границите на аустените. Трансформацията, при която мартензитът има ивична морфология и е сгрупан в отделни блокове, е свързана със загуба на кохерентна връзка с аустенита [6].

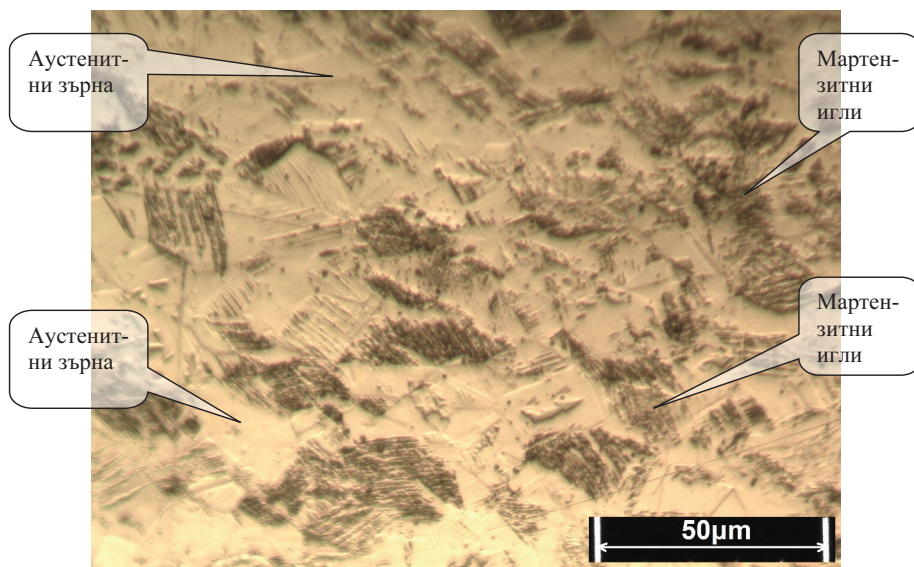
Достатъчно голямата плътност на дефекти в аустенита може да забави нарастването на мартензитните игли, поради настъпилата механична стабилизация. Стабилността на аустените намалява с увеличаването на размера на зърната. Ето защо едрозърнестият аустенит е по-чувствителен към мартензитно превръщане условия на студена деформация [5]. Влиянието на този фактор не е оценен при изчислението на температурата M_s .

Следователно по време на едномерния опън се наблюдават няколко механизма на деформация и уякчаване – плъзгане на плоскости, движение на дислокации плюс мартензитно превръщане. При увеличаване на дислокационната плътност, магнитната проникваемост намалява [7], а всички „препятствия“ като граници на зърната, двойници, повърхности на гарницията аустенит-мартензит играят роля на стени на малки кристални обеми. С други думи, движението на стените на тези микрообеми намалява, поради увеличаването на дислокационната плътност. Фините

мартензитни зърна се образуват в аустенитните основно около малкоъгловите граници/разориентираните мозаечни блокове, което затруднява движението на дислокациите и намалява магнитната проницаемост [4].

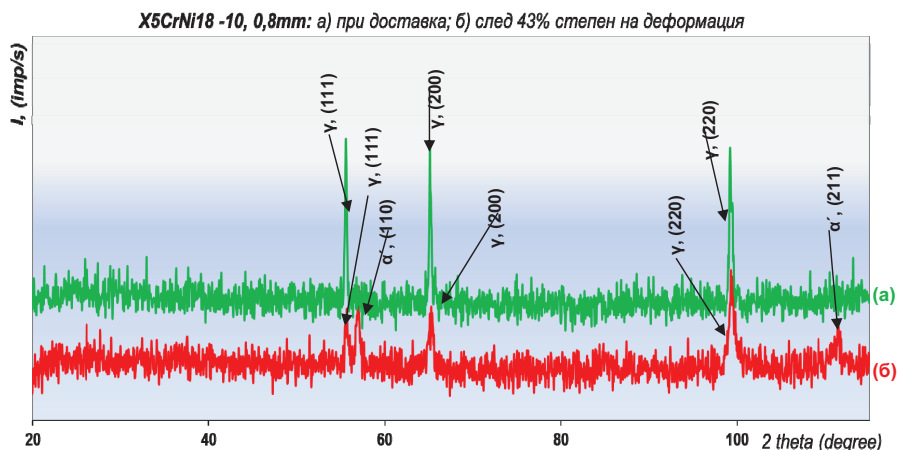


Фиг. 2. Електролитно проявена микроструктура на стомана X5CrNi18-10 след 43% степен на деформация

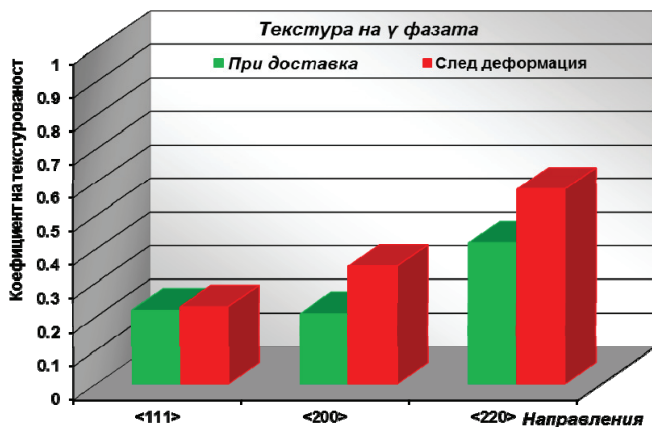


Фиг. 3. Проявена с реактив на Kalling's №2 микроструктура на стомана X5CrNi18-10 след 43% степен на деформация

Сложната ориентация на мартензитните пластини в аустенитните зърна, следваща приложеното напрежение, затруднява металографското оценяване на обемните фракции на двете фази. От проявената структура се вижда, че преобладаващата фаза е аустенитната.



Фиг. 4. Рентгенограма на стомана X5CrNi18-10: а) при доставка; б) след 43% степен на деформация



Фиг. 5. Коефициент на текстурованост на аустенитната фаза на стомана X5CrNi18-10 при доставка (зелен цвят) след 43% степен на деформация (червен цвят)

Двуфазното състояние на материала е доказано не само чрез промяна на магнитните свойства и микроструктурно, а и на базата на направените рентгенограми (Фиг. 4. а, б). Аустенитното фазово състояние, характеризиращо се с наличието на кристални решетки K12 за γ -(Fe,Cr,Ni), след проведената 43% деформация се променя в двуфазно. Освен че интензитетът на аустенитните максимуми намалява, пиковите макар и слабо се разширяват, което е показател за увеличени микронапрежения в аустенита.

Нестабилността на γ при стайна температура е причината за наблюдаваното $\gamma \rightarrow \alpha'$ превръщане. Ето защо освен аустенитни фази (фиг. 4. б), в структурата присъства и α' -Fe (мартензит), с чиято поява е свързана и промяната в магнитните свойства на стоманата, което е показано на фиг. 2. а, б.

Тетрагоналният мартензит е силно феромагнитен [8], а хексагоналният ϵ - мартензит е парамагнитен. Според някои автори ϵ -мартензита се образува при пониски температури на деформация (например -50°C) [9].

Съществува цяла редица фактори, които оказват влияние върху показателите на анизотропията. Всичките те променят текстурата, която описва връзката между системите на плъзгане в метала и макроскопичното формоизменение.

Пресметнатият коефициент на текстурованост (фиг. 5) на базата на данните от рентгеноструктурния анализ показва най-висока стойност в направление 220, както преди, така и след деформацията. Това направление е известно с най-високото съпротивление на материалите срещу проникване на чуждо тяло и данните показват нарастване на твърдостта около 2 пъти. Следователно, освен дислокационното уякчаване, плъзгането на плоскости, но и появата на мартензитните кристали в аустенитните зърна вследствие на $\gamma \rightarrow \alpha'$ превръщането са повишили твърдостта след деформация.

Сравнително нисък е коефициента по направление 111 (под 0,2), което е най-плътно опаковано и материалът показва най-ниска твърдост. Наблюдаваните стойности в състояние на доставка се дължат най-вероятно на окончателното калиброване (дресиране).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Според резултатите от микроструктурните изследвания и механичните изпитвания ($HV \sim 355 \text{ kgf/mm}^2$ след деформация), установената α' -фаза е по-скоро мартензитна, отколкото ферит, който има различна морфология и ниска твърдост.

2. Увеличаването на магнитната проницаемост на изследваните образци се дължи на образуваната мартензитна фаза. Количеството на последната нараства, а аустенитът намалява с увеличаване степента на деформация, което повишава и магнитните свойства.

3. Появата на α' -фази в аустенитния листов материал след 43% деформация е резултат от $\gamma \rightarrow \alpha'$ бездифузионно превръщане, предизвикано от приложеното опъново напрежение, въпреки че при изследването точката M_s температурно не се достига.

4. Преди и особено след деформацията аустенитът е текстурован най-силно по направление $\langle 220 \rangle$.

5. При едномерния опън се наблюдават няколко механизма на уякчаване – плъзгане на плоскости, движение на дислокации, текстуроване на аустенит и мартензитно превръщане.

ЛИТЕРАТУРА

[1] Янков Е., М. Николова, В. Захаријева, В. Гагов, Д. Господинов, Промени в механичните свойства на аустенитни листови материали при едномерен опън, Научни трудове на РУСГУ, 2013.

[2] Blicharski M., Material engineering - Steel, WNT, Warsaw, 2004;

[3] H.F.G. de Abreu et al., Mater. Research, 2007, 10, p.359;

[4] Kurc A., Z. Stokosa, The effect of ($\gamma \rightarrow \alpha'$) phase transformation on microstructure and properties of austenitic Cr-Ni steels, Achieves in Material Science and engineering, vol. 41, 2010, pp 85-94;

[5] Mirzadeh H., A. Najafizadeh, Mater. Charact. 59 (2008)1650-1654;

[6] Hedström, Lienert, Almer and Odén, Deformation induced martensitic transformation of metastable stainless steel AISI 301, Licentiate Thesis 2005:79

[7] Zhang C., N. Bowler, C. Lo, Magnetic characterization of surface-hardened steel, J. Magn. Mater., Vol 321, pp 3878–3887, 2009.

[8] Surkialiabad R., A. Hedayati, A. S. Alam, Monitoring of Martensitic Transformation in Cold-Rolled 304L Austenitic Stainless Steel by Eddy Current Method, Research in Nondestructive Evaluation Volume 21, Issue 2, 2010

[9] Perdahciog̃lu E. S., H.J.M. Geijselaers and M. Groen, *Scr. Mater.* 58 (2008) 947-950.

За контакти:

Ас. Емил Янков, Катедра “Материалознание и технология на материалите”, РУ “А. Кънчев”, тел.: 082-205, к-т 3.209, e-mail: eyankov@uni-ruse.bg

Ас. д-р Мария Николова, Катедра “Материалознание и технология на материалите”, РУ “А. Кънчев”, тел.: 082-306, к-т 3.204, e-mail: mpnikolova@uni-ruse.bg

Докладът е рецензиран