

УДК.621.763:539.4.415.

МЕХАНІЗМ СТРУКТУРНОЇ РЕЛАКСАЦІЇ НАПРУЖЕНЬ У МЕТАСТАБІЛЬНІЙ НЕРЖАВІЮЧІЙ СТАЛІ

С.І. Лябук, доц., к.т.н.,

Харківський національний автомобільно-дорожній університет

Анотація. Згідно з принципом Ле Шательє одним із механізмів структурної релаксації напружень у метастабільних сплавах є фазовий наклеп. У нержавіючих аустенітних сталях це фазове перетворення є причиною подрібнення зерна аустеніту і, як наслідок, значного підвищення міцності. Визначено причини високої термічної стабільності оберненого аустеніту.

Ключові слова: фазовий наклеп, деформаційне мартенситне перетворення, обернене аустенітне перетворення при нагріві, границя текучості, границя міцності.

МЕХАНИЗМ СТРУКТУРНОЙ РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ В МЕТАСТАБИЛЬНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

С.И. Лябук, доц., к.т.н.,

Харьковский национальный автомобильно-дорожный университет

Аннотация. Согласно принципа Ле Шательє одним из механизмов структурной релаксации напряжений в метастабильных сплавах является фазовый наклеп. В нержавеющей аустенитных сталях это фазовое превращение является причиной измельчения зерна аустенита и, как следствие, значительного повышения прочности. Определены причины высокой термической стабильности обратного аустенита.

Ключевые слова: фазовый наклеп, деформационное мартенситное превращение, обратное аустенитное превращение при нагреве, предел текучести, предел прочности.

STRUCTURAL STRESS RELAXATION IN STAINLESS INSTABILITY STEEL

S. Lyabuk, Assoc. Prof., Ph. D. (Eng.),

Kharkov National Automobile and Highway University

Abstract. The approach to the description of conditions of martensitic transformation in austenitic steel is advanced. Transformation induced hardening is the result of Le Chatelier principle in instability alloys. The phase transformation in austenitic instability stainless steel is the cause of reduction of grain refining and increase of strength. It was experimentally shown that physical-mechanical characteristics of the prepared materials were defined by the structure and inhomogeneous distribution of the hardening phase within a grain. The reasons for high thermal stability of inverse austenitic were established. The factors determining the inverse austenitic relaxation resistibility and resources for its increasing were revealed.

Key words: instability of stainless steel, Le Chatelier principle, transformation induced hardening, strain ageing, inverse austenitic transformation, yield strength, tensile strength, relaxation resistibility, high thermal stability, increase of strength, physical-mechanical characteristics, inhomogeneous distribution of the phase, martensitic transformation.

Вступ

Добре відомо, що розробка нових сплавів потребує досить великих матеріальних затрат

– створення нових композицій, їх сертифікації і впровадження. Останнім часом актуальності набула проблема підвищення характеристик міцності термічно незміцнюваних

сталей. Основними механізмами зміцнення цього класу сталей є: зерномежеве (внаслідок зменшення розмірів зерен) та субструктурне зміцнення (за рахунок формування субструктури) [1, 3]. Досить актуальним також є питання дослідження процесу самоорганізації дефектів у результаті фазових та структурних перетворень при навантаженні (принцип Ле Шательє). Це питання потребує більш ретельного вивчення, оскільки характер пластичної течії (стабільний або переривчастий), ступінь скорегованості стрибкоподібних максимумів напруження, їх амплітуда і частота суттєво впливають на зусилля деформування при обробці тиском багатьох матеріалів.

У той же час відомо, що найбільш якісний перерозподіл дефектів в енергетично найвигідніші позиції відбувається при релаксації внутрішніх напружень. Таким чином, можна виділити і третій механізм зміцнення термічно незміцнюваних сплавів без зміни їх хімічного складу: забезпечення дифузійної й мікросувної релаксації внутрішніх напружень без істотної зміни загальної густини дислокацій в матеріалі – дифузійно-дислокаційний механізм зміцнення, або структурна релаксація напружень.

Аналіз публікацій

Унаслідок релаксації напружень пружна деформація зразка та силових елементів механічного пристрою перетворюється на пластичну деформацію. Пластична деформація при релаксації напружень складається з двох компонент [1, 2]

$$\varepsilon_{\text{пл}} = \varepsilon_{\text{зс}} + \varepsilon_{\text{стр}}$$

де $\varepsilon_{\text{зс}}$ – зсувна компонента деформації, пов'язана з ковзанням дислокацій по площинах зсуву; $\varepsilon_{\text{стр}}$ – структурна компонента, пов'язана з фазовими перетвореннями під час релаксації напружень. При цьому вільна енергія змінюється згідно зі співвідношенням [1–3]

$$\Delta F = \Delta F_{\text{об}} + \Delta F_{\text{пл}} + \Delta F_{\text{пов}}$$

де $\Delta F_{\text{об}}$ – об'ємна компонента, яка залежить від концентрації твердого розчину до та після релаксації напружень c_0 , c_i та мольної кількості сполуки ν

$$\Delta F_{\text{об}} = \nu RT \ln(c_i / c_0).$$

Ця компонента відповідає за дифузійні перетворення, пов'язані зі зміною хімічного складу матриці

$$\Delta F_{\text{пл}} = \alpha G b^2 (\rho_i - \rho_0),$$

$\Delta F_{\text{пл}}$ – компонента, пов'язана із пластичною деформацією, яка залежить від щільності дислокацій до та після релаксації напружень ρ_i та ρ_0 ; G – модуль зсуву; b – вектор Бюргерса.

Ця компонента відповідає за процеси, пов'язані зі зміною енергії деформації при релаксації напруження (рекристалізація під дією навантаження та подальшою релаксацією напружень, повернення при релаксації напружень).

$$\Delta F_{\text{пов}} = \Sigma(3f_i/2r_i) \gamma,$$

$\Delta F_{\text{пов}}$ – компонента, пов'язана зі зміною енергії поверхні; γ – вільна енергія поверхні розділу; f – об'ємна доля часток другої фази; r – радіус часток.

На цю компоненту справляє вплив питома енергія поверхні розділу, яка пов'язана з ростом зерна, коагуляцією часток другої фази під дією навантаження і подальшою релаксацією напруження.

Під час протікання структурної релаксації може домінувати або структурна, або зсувна компонента. Все залежить від дії окремого механізму структурної релаксації напружень.

Мета і постановка завдання

Метою дослідження було вивчення механізму структурної релаксації напружень у метастабільній аустенітній сталі 12X18H9. У нержавіючих сталях із метастабільним аустенітом під дією навантаження можливе утворення мартенситу деформації (фазовий наклеп ФН), і при подальшому нагріві – утворення оберненого аустеніту, особливістю якого є значне подібнення зерна і, як результат, різке зростання міцності. Для забезпечення протікання фазового наклепу й отримання оберненого аустеніту було розроблено схему експерименту для сталі 12X18H9.

Матеріал і методика дослідження

Об'єктом дослідження були зразки аустенітної сталі 12X18H9 у вигляді фольг товщиною ~ 80 мкм.

Схема експерименту полягала у такому: зразки були піддані гартуванню за мінусової температури (~ 250 К). Температура нагріву складала 1320 К. Після гартування сталь мала структуру аустеніту із середнім розміром зерна 20 мкм. Зразки прокатували при 270 К на різні ступені деформації. Після деформації зразки нагрівали до температури 1320 К з наступним охолодженням у воді.

Структурні дослідження проводили методами оптичної металографії й рентгеноструктурного аналізу. Механічні випробування проводили на установці Tiratest–2300 у режимі активного розтягнення з подальшою релаксацією напружень в інтервалі температури 290–570 К.

Результати дослідження та їх аналіз

У результаті запровадження розробленої методики фазового наклепу й отримання оберненого аустеніту сталь 12X18H9 мала середній розмір аустенітних зерен ~ 0,5–1 мкм. На першій стадії дослідження проводили деформування зразків прокаткою за температури ~ 270 К. Унаслідок чого був отриманий мартенсит деформації.

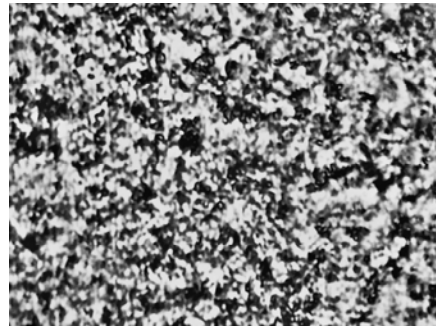
На рис. 1, 2 наведено структуру мартенситу деформації й оберненого аустеніту. Обернений аустеніт було отримано шляхом нагріву вище Ас3 з наступним охолодженням.



10 мкм

Рис. 1. Структура мартенситу деформації сталі 12X18H9

У зразках, які було прокатано на ступінь деформації 30 %, мартенситне перетворення тільки почалося, а тому після фазового наклепу (ФН) з подальшою обробкою у структурі спостерігалися великі аустенітні зерна, які були у початковому стані (до ФН). У цих зернах знаходились двійники і невелика кількість кристалів оберненого аустеніту.



10 мкм

Рис. 2. Структура оберненого аустеніту сталі 12X18H9

Для визначення термічної стабільності сталі з оберненим аустенітом проводився відпал – найбільший приріст міцності відбувається при нагріві в інтервалі 820–920 К. На рис. 3 подано структурну залежність границі текучості від температури відпалу протягом 2 годин.

У порівнянні з крупнозернистим станом, внаслідок оберненого $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення (обернений аустеніт), границя текучості зростає до 1200 МПа. У процесі відпалу відбувається виділення з твердого розчину карбідної фази $Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3 , яка розташовується по границях кристалів, а також виступає у ролі додаткового чинника в якості перешкод для руху дислокацій. Таким чином, виділення другої фази також робить додатковий внесок у зміцнення.

Для дослідження характеристик міцності й релаксаційної стійкості вимірювання проводили за температур випробування 290–570 К. Визначали такі характеристики: релаксаційну стійкість, яку оцінювали за відносною глибиною релаксації напружень ($\Delta\sigma/\sigma_0$, $\Delta\sigma$ – глибина релаксації, σ_0 – початкове напруження, яке дорівнює границі текучості), величину зміцнення при релаксації напружень. Релаксаційна стійкість (РС) – величина, зворотна до величини $\Delta\sigma/\sigma_0$; таким чином, чим більшою є величина $\Delta\sigma/\sigma_0$, тим меншою РС.

Величина зміцнення при релаксації визначалась як приріст границі текучості при релаксації напружень. За збільшення температури випробування від 290 К до 570 К характеристики міцності зменшуються як у субмікроструктурному стані, так і у крупнозерненому. Але за температури випробування 570 К межа текучості сталі із субмікроструктури

талічною структурою майже в 4 рази перевищує межу текучості сталі у крупнозернистому стані.

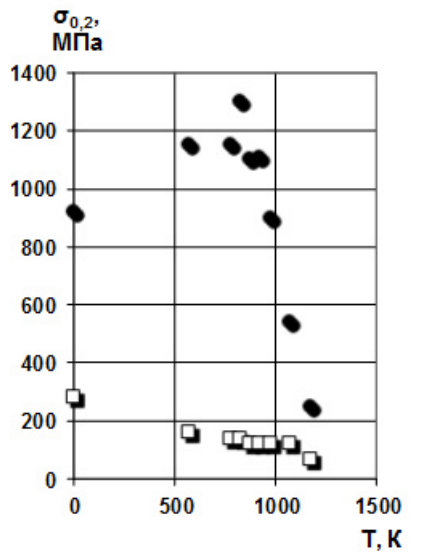


Рис. 3. Термічна стабільність сталі з СМК (•) структурою

Щодо релаксаційної стійкості, то сталь із субмікросталічною структурою має вищу РС, ніж крупнозеренна, як за низької температури (290 К), так і за 570 К. Однак за підвищених температур (570 К) випробування ця різниця виявляється ще більшою (рис. 4).

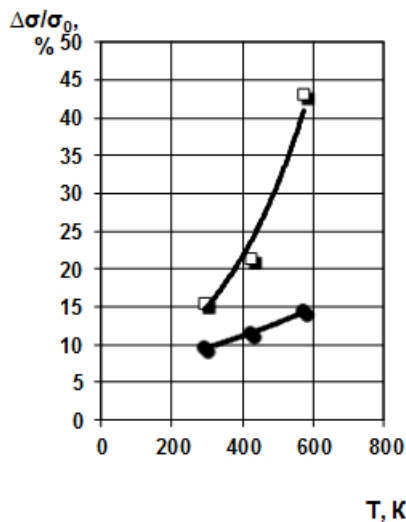


Рис. 4. Вплив температури випробування на відносну глибину релаксації ($\Delta\sigma/\sigma_0$, %); СМК – (●)

Цей факт можна пояснити тим, що у сталі з крупнозеренною структурою за підвищених температур протікають процеси фазових перетворень, виділення з розчину та міграція

атомів другої фази, тобто структурна релаксація.

У мікрозеренному стані ці явища теж мають місце, але менш інтенсивно виражені (частка карбідів вже виділилась при обробці після фазового наклепу).

Ці дані підтверджуються характером залежності величини зміцнення при релаксації напружень від температури випробування (рис. 5).

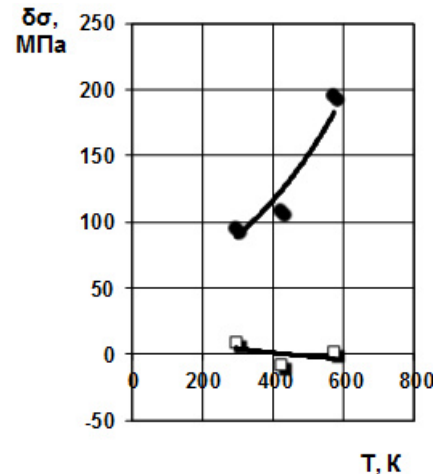


Рис. 5. Залежність величини зміцнення при релаксації напружень від температури випробування

Сталь із субмікросталічною структурою (СМК) на всьому інтервалі випробування має значно вищі значення зміцнення при релаксації напружень, ніж крупнозеренна, особливо зростає зміцнення за високих температур (рис. 4, 5).

Таким чином, сталь, завдяки запропонованій у роботі обробці – протіканню фазового перетворення (обернений аустеніт), має значно більш високі характеристики міцності й релаксаційної стійкості як за низьких, так і за підвищених температур випробування, ніж до фазового наклепу.

Сталь із СМК (субмікросталічною) структурою, на відміну від крупнозернистої, має значний приріст зміцнення і термічної стабільності. Високі значення межі текучості зберігаються навіть після відпау 1070 К (рис. 3). За підвищених температур випробування 290–570 К більш міцною є також сталь із СМК структурою. Це може пояснюватися тим, що частки карбідів, утворені при розпа-

ді мартенситу, перешкоджають мікрозеренному ковзанню.

Проводився термоактиваційний аналіз знятих кривих релаксації напружень. Криві релаксації диференціювалися (визначалася швидкість релаксації напружень через різні проміжки часу), будувалися графіки залежності залишкових (внутрішніх) напружень у зразках від лінійного логарифму швидкості релаксації (рис. 6).

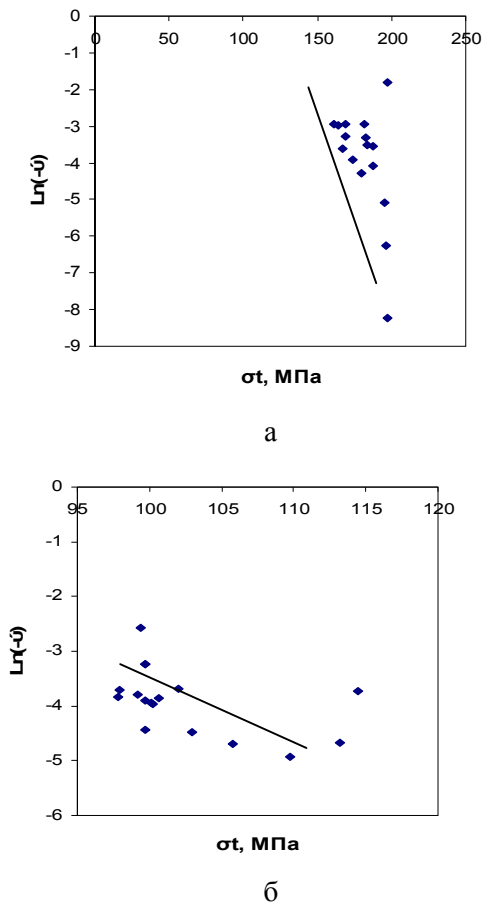


Рис. 6. Залежність внутрішніх напружень σ_t від швидкості релаксації напружень: а – 290 К; б – 570 К

Як бачимо із графіків залежності $\ln(-\dot{\nu}) - \sigma_t$, залежно від температури випробування масо різний кут нахилу. Найбільший кут нахилу спостерігаємо на графіку $\ln(-\dot{\nu}) - \sigma_t$ за температури випробування 290 К (рис. 6, а). За температури 570 К відбувається розпад розчину аустеніту під час релаксаційного випробування і різке падіння релаксаційної стійкості (рис. 4). Тобто починається інтенсифікація релаксаційних процесів, внаслідок фазових перетворень. За кутом нахилу оцінюють величину активаційного об'єму (тер-

моактиваційний параметр пластичної деформації, який характеризує вільний пробіг дислокації) [4].

Висновки

Протікання фазового наклепу у сталі 12Х18Н9 складається з таких етапів: отримання мартенситу деформації, який при нагріві перетворюється на обернений аустеніт.

Міцність, термічна стабільність та релаксаційна стійкість сталі із СМК структурою оберненого аустеніту є значно вищими, ніж у сталі зі структурою аустеніту, яку сталь мала до фазового наклепу.

За допомогою термоактиваційного аналізу було підтверджено протікання структурної релаксації під час випробувань.

Література

1. Грачев С.В. О структурном механизме релаксации напряжений в метастабильных сплавах / С.В. Грачев // МиТОМ. – 2005. – Вып. 7. – С. 38–44.
2. Салищев Г.А. Структура и механические свойства нержавеющей сталей, подвергнутых интенсивной пластической деформации / Г.А. Салищев, А.А. Закирова // МиТОМ. – 2006. – Вып. 2. – С. 27–32.
3. P'insky A.I. Structure and strength characteristics of dispersion-hardened composite foils based on iron and nickel / A.I. P'insky, A.E. Varmin, S.I. Lyabuk // Functional Materials. – 2013. – Vol. 4. 20. – P. 477–484.
4. Ильинский А.И. Исследование релаксационной стойкости конденсированных в вакууме композитов на основе никеля, дисперсно-упрочненных оксидами / А.И. Ильинский, С.И. Лябук // Деформация и разрушение материалов. – 2011. – Вып. 12. – С. 3–5.
5. Ильинский А.И. О кинетике релаксации напряжений в вакуумных конденсатах дисперсно-упрочненных композитов / А.И. Ильинский, С.И. Лябук // Восточно-Европейский журнал передовых технологий. – 2008. – Вып. 6 (36). – С. 59–62.

References

1. Hrachev S.V. O strukturnom mekhanizme relaksatsyyu napryazhenyyu v metastabil'nykh splavakh [About Structural Mech-

- anism of Stress Relaxation in Metastable Alloys]. *MyTOM* [Metallurgy and heat treatment of metals]. 2005. vol. 7. pp. 38–44.
2. Salyshchev H.A., Zakyrova A.A. *Struktura y mekhanicheskiye svoystva nerzhaveyushchykh staley, podverhnutykh yntensivnoy plastycheskoy deformatsyy* [Structure and mechanical properties of stainless steels subjected to intensive plastic deformation]. *MyTOM* [Metallurgy and heat treatment of metals]. 2006. vol. 2. pp. 27–32.
 3. Il'insky A.I., Barmin A.E., Lyabuk S.I. Structure and strength characteristics of dispersion-hardened composite foils based on iron and nickel. *Functional Materials*. 2013. vol. 4. 20. hh. 477–484.
 4. Yl'ynskyy A.Y., Lyabuk S.Y. *Issledovanye relaksatsyonnoy stoykosti kondensirovannykh v vakuume kompozytov na osnove nykelya, dyspersno-uprochnennykh oksydamy* [Investigation of the relaxation stability of vacuum-condensed composites based on nickel dispersed-hardened by oxides] *Deformatsyya y razrusheniye materialov*. [Deformation and destruction of materials]. 2011. vol. 12. pp. 3–5.
 5. Yl'ynskyy A.Y., Lyabuk S.Y. *O kynetyke relaksatsyy napryazhenyy v vakuumnykh kondensatakh dyspersnouprochnennykh kompozytov* [About kinetics of stress relaxation in vacuum condensates of disperse-hardened composites]. *Vostochno-Evropeyskiy zhurnal peredovykh tekhnolohyy* [East European Journal of Advanced Technology]. 2008. vol. 6. (36). pp. 59–62.
- Рецензент: В.И. Мощенок, профессор, к.т.н., ХНАДУ.
-