

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.14:539.431.3

ВЛИЯНИЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ОТЖИГОВ НА ИЗМЕНЕНИЕ УРОВНЯ МИКРОПОВРЕЖДЕННОСТИ ЛИСТОВ ДВУХФАЗНОЙ СТАЛИ DP600

© 2019 г. А. А. Брюханов^{а, *}, Г. Герштейн^б, Н. А. Волчок^а,
З. А. Брюханова^а, Ф. Нюрнбергер^б

^а Южноукраинский национальный педагогический университет им. К.Д. Ушинского,
ул. Старопортофранковская, 26, Одесса, 65020 Украина

^б Институт материаловедения Ганновского университета им. Г.Ф. Лейбница,
Гарбсен, 30823 Германия

*e-mail: aabr2007@rambler.ru

Поступила в редакцию 06.06.2018 г.

После доработки 23.07.2018 г.

Принята к публикации 06.09.2018 г.

Изучали влияние температуры отжига на текстурное состояние и уровень поврежденности (D) листов стали DP600 (0.10% C, 0.15% Si, 1.4% Mn, 0.007% P, 0.008% S, 0,009% N, 0.02–0.06% Al, 1% Cr–Mo–Ni) с ферритно-мартенситной структурой и текстурой рекристаллизации и холодной прокатки. D оценивали по результатам измерений модуля Юнга (E) и прямых электронно-микроскопических наблюдений. Увеличение E после отжигов в интервале температур 220–275°C прекращается, на кривых растяжения появляются площадки текучести, предел текучести повышается, предел прочности уменьшается по всем направлениям измерения. В текстуре наблюдается перераспределение ориентировок, не влияющее на E . Этим отжигам соответствует наименьший уровень D листов стали, которые после длительного отжига можно считать “условно неповрежденными”. Дальнейшие отжиги (до 400°C) меняют текстурное состояние листов (увеличиваются три текстурные характеристики), значения E в разных направлениях и повышают уровень поврежденности. D проявляет анизотропию такую же как E .

Ключевые слова: двухфазная сталь, отжиг, текстура, модуль Юнга, поврежденность

DOI: 10.1134/S0015323019020025

ВВЕДЕНИЕ

Образование повреждений в виде пор, пустот или микротрещин в металлах или композитах при деформации или термомеханической обработке влияет на их прочность, равномерное и общее удлинение при деформации растяжением, другие механические и технологические свойства металлических листов и деталей, полученных штамповкой или вытяжкой. Микропоры, другие повреждения наблюдаются на твердых включениях [1, 2], в зоне образования шейки при испытаниях на растяжение [3]. Образование пор и их коалесценция ускоряют процесс вязкого разрушения. Динамику поврежденности материала изучают методами электронной микроскопии [4] и рентгеновской томографии [5, 6]. Характеристикой уровня поврежденности (D) считают отношение суммарной площади пустот (S_p) в различных сечениях тела к площади этого сечения (S) в предположении, что повреждения в нем отсутствуют. Возможна также оценка этой характеристики (коэффициента поврежденности) и косвенными

методами по изменению свойств, чувствительных к повреждениям [7]. Но, в любом случае, в качестве эталона, относительно которого рассматривается изменение свойств или величины поврежденной площади сечения тела, необходимо иметь образец с минимальным уровнем поврежденности.

В настоящее время широкое распространение в автомобильной промышленности получили двухфазные стали (dual phase steels), структура которых состоит из мягкой ферритной матрицы и твердой мартенситной фазы. Образование значительного количества пор в листах таких сталей наблюдали после испытаний на растяжение, изгиб, при штамповке, вытяжке и пр. [4]. Уменьшение плотности повреждений достигается изотермическими отжигами [8], которые приводят материал в равновесное состояние. Таким образом, влияние отжигов на поврежденность таких сталей представляет интерес, как с точки зрения получения эталонов для дальнейшего изучения процессов развития внутренних повреждений,

так и с точки зрения изучения их поведения при приближении состояния материала к термодинамическому равновесию.

В работе изучали влияние отжига при различных температурах на модуль упругости и уровень поврежденности структуры листов стали DP600 с целью получения листов с пониженным уровнем этой структурной характеристики.

УПРУГОСТЬ И ПОВРЕЖДЕННОСТЬ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ

В предположении равновероятного распределения повреждений по всему объему материала критерием уровня поврежденности служит эффективная доля площади пустот [9] в сечении тела:

$$D = \frac{S_D}{S}. \quad (1)$$

Даже если образование повреждений на микроуровне обусловлено одним и тем же механизмом разрушения связей, на мезоуровне этот процесс может протекать разными путями в зависимости от природы материала, вида нагружения и температуры. При повреждаемости хрупкого материала на мезоуровне появление пор или пустот происходит при низких степенях пластической деформации, т.е. когда отношение пластической деформации к упругой меньше единицы [10]. Это означает, что приложенные силы создают напряжения ниже критических, вызывающих скольжение, но больше напряжений, вызывающих разрыв межатомных связей.

При вязком разрушении повреждения должны появляться в процессе пластической деформации, после достижения некоторого предельного порога. При этом образование и дальнейший рост пустот происходит путем разрушения связей между включениями и матрицей из-за явления пластической неустойчивости. Вследствие этого локализация вязких повреждений сравнима с таковыми при пластической деформации.

Согласно критерию эффективного напряжения для неповрежденного материала $D = 0$ и $\epsilon_e = \frac{\sigma}{E}$. Для поврежденного материала $0 < D < 1$ и

$\epsilon_e = \frac{\sigma}{E(1-D)}$, где E – модуль Юнга неповрежденного материала, ϵ_e – упругая деформация.

Эффективный модуль Юнга поврежденного материала выразится $\tilde{E} = E(1-D)$. Отсюда непрямой метод оценки уровня поврежденности

$$D = 1 - \frac{\tilde{E}}{E} \quad (2)$$

сводится к измерению модуля Юнга в поврежденном и неповрежденном состояниях. Такой

метод оценки уровня поврежденности применим для различных видов повреждений, при условии, что они равномерно распределены по всему объему исследуемого тела. При локализации повреждений, как это имеет место при циклических деформациях, эффективность данного метода снижается.

Модуль Юнга (статический) определяют по углу наклона кривой растяжения в упругой области. Однако при этом следует учитывать нелинейности в начальной и конечной областях упругой деформации образцов. Кроме того, невозможно методами измерений статических модулей проследить за изменениями структурной поврежденности в процессе отжига и других обработок, так как после испытаний в структуре образцов будут наблюдаться изменения, внесенные в ходе механических испытаний.

Высокую эффективность демонстрируют динамические методы определения упругих модулей [11], основанные на экспериментах с резонансными колебаниями или на определении скорости распространения ультразвуковых волн [12]. Модули упругости, измеренные методами статических испытаний (изотермические модули), отличаются от динамических (адиабатических) на 2–3% [13]. Однако динамические методы гарантируют отсутствие микропластических деформаций при измерениях.

Для плоских прямоугольных образцов высокую эффективность демонстрирует метод собственных поперечных колебаний [14]. Собственные колебания звуковой частоты возбуждаются в плоском прямоугольном образце с плотностью ρ , длиной l , толщиной d . Частота собственных колебаний (ν) измеряется резонансным методом. Модуль Юнга рассчитывается по формуле [15]:

$$E = \frac{48\pi^2}{m^4} \rho \frac{l^4}{d^2} \nu^2, \quad (3)$$

где m – постоянная Маделунга, равная 4.7300408 для основного тона.

Изучение влияния внешнего воздействия на изменения модуля упругости ΔE сводится к измерению изменения частот собственных колебаний образцов. Современные компьютерные методы позволяют фиксировать изменения частот в интервале 500–1000 Гц в пределах 0.01–0.02%.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Материалом для исследований служили листы стали DP600 (0.10% C, 0.15% Si, 1.4% Mn, 0.007% P, 0.008% S, 0.009% N, 0.02–0.06% Al, 1% Cr–Mo–Ni), толщиной 2 мм (фирмы Salzgitter Flachstahl DP600), изготовленных в соответствии с техническим регламентом Stahl-Eisen-Werkstoffblatt (Iron and steel material sheet) 097-1.

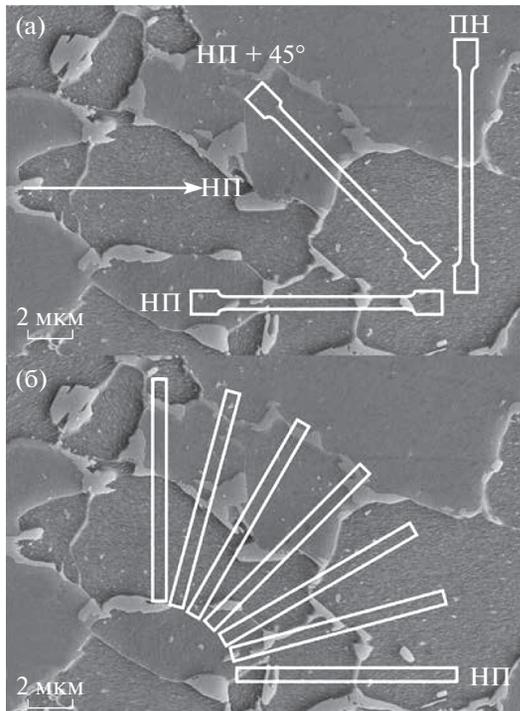


Рис. 1. Микроструктура стали DP600 в исходном состоянии и схемы вырезки образцов для механических испытаний (а) и измерений модулей Юнга (б).

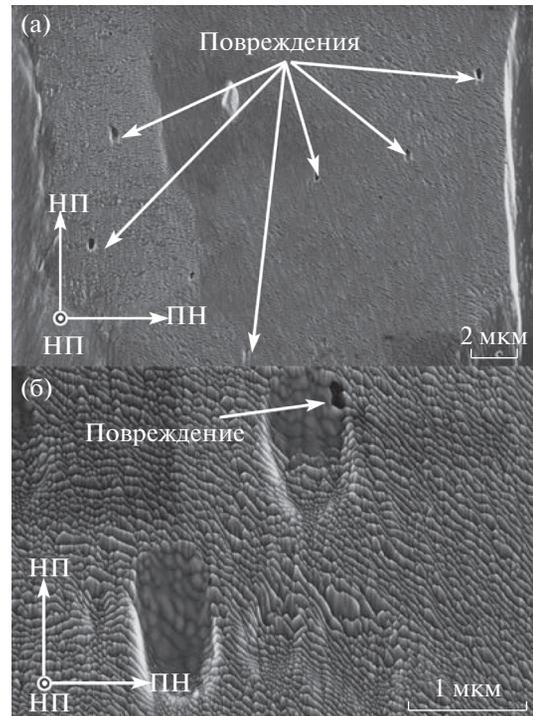


Рис. 2. Микроструктура зерен мартенсита (а) и участка зерна мартенсита (б) после ионной полировки в стали DP600 в исходном состоянии.

Структура листов в исходном состоянии (условие поставки) представляет собой ферритную основу с включениями мартенсита, преимущественно концентрирующимися по границам ферритных зерен (рис. 1).

При больших увеличениях растровая электронная микроскопия (РЭМ) показала наличие в исходных листах стали DP600 повреждений в виде пор в мартенситной составляющей структуры (рис. 2).

Из листов вырезали образцы для механических испытаний в главных направлениях: направлении прокатки (НП), поперечном направлении (ПН) и в направлении $\text{НП} \pm 45^\circ$. Прямоугольные образцы длиной 80 мм для измерения модуля Юнга вырезали под различными углами к НП через каждые 15° (рис. 1б). Для обеспечения одинаковых размеров образцы обрабатывали в пакете.

Образцы для измерения E подвергали последовательным отжигам в течение 1 ч в атмосфере инертного газа до температуры 400°C с шагом 50°C . В интервале температур $200\text{--}300^\circ\text{C}$ шаг уменьшали до 25°C . На рис. 3 приведены изменения модуля Юнга с температурой отжига для различных направлений в листе стали DP600.

На кривых зависимости $E = f(t^0)$ выделяется три области. До температур отжига 220°C наблюдается монотонный рост E для всех направлений

в листе. Далее наблюдается замедление роста E и зависимость E от температуры отжига в области температур $220\text{--}275^\circ\text{C}$ для каждого из направлений в листе принимает вид $E_k = \text{const}$. Далее, кривые по всем направлениям демонстрируют уменьшение E , и только в направлении $\text{НП} + 15^\circ$ — небольшое увеличение (после 300°C).

С точки зрения структурных превращений первый этап изменения E при отжиге можно рассматривать как результат собирательной рекристаллизации.

Структура листов в результате такого процесса характеризуется увеличением размеров зерен при уменьшении их числа за счет поглощения мелких зерен.

Далее наступает некоторое равновесное состояние, при котором модуль Юнга по всем направлениям не изменяется при увеличении температуры отжига. На этапе собирательной рекристаллизации реализуются процессы, названные в [8] “залечиванием дефектов”. Принципиальных текстурных изменений при таких отжиге не происходит и текстура не оказывает существенного влияния на значения упругих модулей. Механические свойства претерпевают существенные изменения. На рис. 4 приведены кривые растяжения для главных направлений в листах стали DP600 в исходном состоянии и после отжига при 250°C в течение 48 ч в атмосфере нейтрального газа.

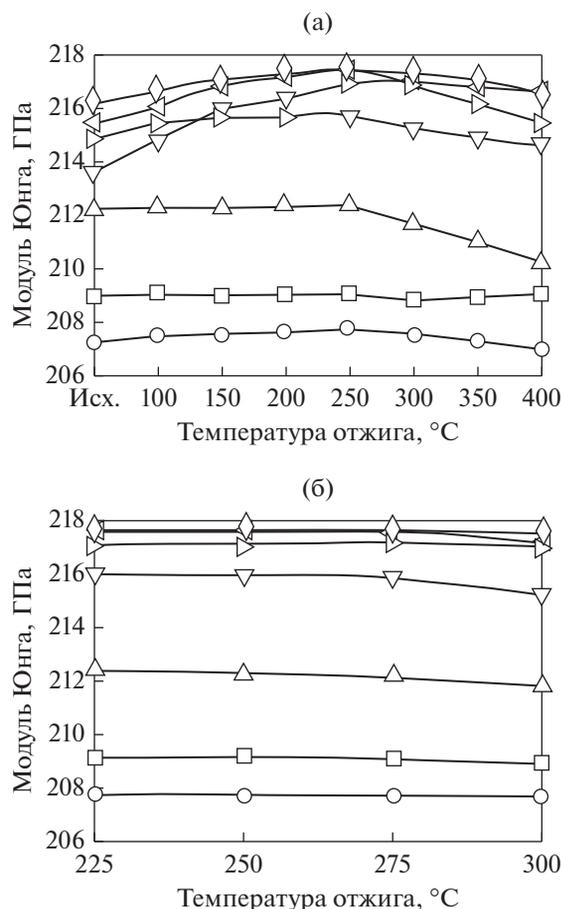


Рис. 3. Изменения модуля Юнга в листах стали DR600 с температурой отжига в направлениях, образующих углы с НП: ○ – 0°; □ – 15°; △ – 30°; ▽ – 45°; ▷ – 60°; ◁ – 75°; ◇ – 90°.

После отжига появляются площадки текучести на кривых “напряжение–деформация”. Повышается предел текучести ($\sigma_{0,2}$) от 371 до 444 МПа в НП и от 379 до 469 МПа – в ПН. Снижается предел прочности (σ_B) от 582 до 563 МПа в НП и от 591 до 573 МПа – в ПН. Наблюдается увеличение анизотропии предела текучести листов от 2.1 до 4.9%, предела прочности (от 1.5 до 3.1%), пластичности (от 3.7 до 6.1%), модуля Юнга (от 3.1 до 4.0%).

Отжиг приводит к потере мартенситом некоторого количества углерода, что повышает его пластичность. Площадка текучести это демонстрирует. Переход от упругой деформации к пластической в феррите и мартенсите происходит при близких напряжениях (~410 МПа). Предел прочности в ПН исходных листов оказывается выше, чем в НП. Отжиги понизили значения предела прочности по всем трем направлениям, однако, в ПН он остается выше, чем в НП + 45°. Это указывает на влияние кристаллографического фактора на процессы упрочнения и разупрочнения стали.

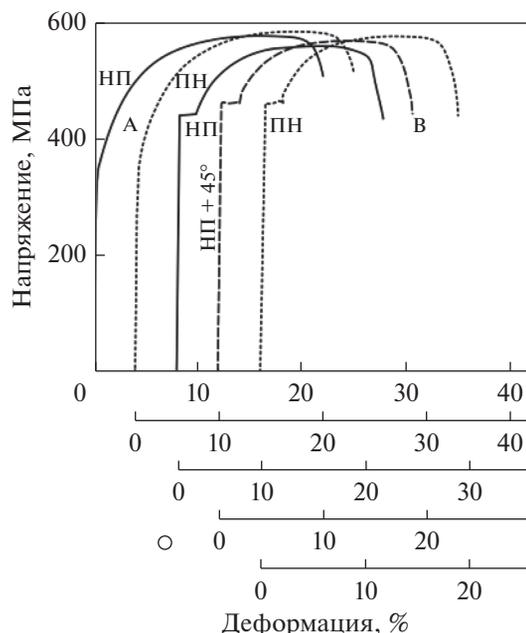


Рис. 4. Кривые растяжения стали в состоянии поставки (А) и после отжига при температуре 250°С в течение 48 ч (В).

Текстуру исходных листов стали DR600 в исходном состоянии и после отжига в интервале температур 220–250°С в течение 48 ч изучали в [16, 17] методом прямых полюсных фигур (ПФ) {111}, {211}, {110}. Экспериментальные неполные ПФ {110}, {200}, {211}, {222} получали методом Шульца [18] “на отражение” на дифрактометре “Philips”, которые затем обрабатывали встроенной программой расчета функций распределения ориентаций (ФРО) по методу Бунге [19]. Из ФРО далее рассчитывали полные ПФ, которые анализировали при помощи стандартных проекций возможных идеальных ориентировок, отвечающих текстурам расчетных ПФ.

В целом ПФ исходных листов стали DR600 отвечают текстуре рекристаллизации ОЦК-металлов с присутствием компонент текстуры холодной прокатки [20]. Текстура листов стали в исходном состоянии, достаточно полно описывается набором идеальных ориентировок:

$$\begin{aligned} &\{112\}[\bar{1}10]; \{11\bar{8}7\}[\bar{1}35]; (110)[\bar{1}12]; \\ &\{112\}[\bar{8}61]; \{5\bar{5}4\}[\bar{2}25]; (110)[\bar{1}11]; \\ &\{335\}[\bar{7}123]; (110)[\bar{2}21]. \end{aligned}$$

После длительного дорекристаллизационного отжига принципиальных изменений текстуры листов стали не наблюдается. Некоторые компоненты текстуры исходных листов сохраняются, некоторые усиливаются, а некоторые ослабляются, как это происходит при собирательной рекристаллизации. Общее решение текстуры листов по-

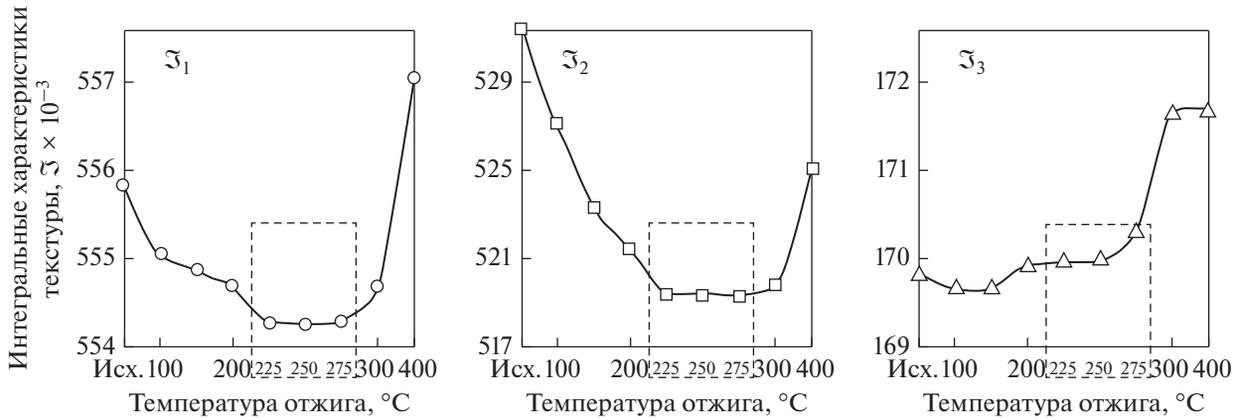


Рис. 5. Изменения интегральных характеристик текстуры (\mathfrak{S}_i) с температурой отжига.

сле отжига представляется тремя группами идеальных ориентировок:

$$\begin{aligned} \{1\bar{1}\bar{8}7\}[\bar{1}35] : \{112\}[\bar{1}10]; (320)[001]; \\ \{5\bar{5}4\}[\bar{2}25]; \{112\}[\bar{8}61]; (100)[\bar{3}10]; \\ \{335\}[\bar{7}123]. \end{aligned}$$

Замена в текстуре ориентировок типа $\{110\}[uvw]$ на близкие к ним $(320)[001]$ не влияет на изменение среднего модуля Юнга [21] в плоскости листа. Увеличение E за счет усиления ориентировок, близких к $(111)[uvw]$ компенсируется уменьшением модуля Юнга за счет увеличения “слабой” компоненты $(112)[\bar{1}10]$. Т.е. увеличение E , наблюдаемое после отжигов в области температур 220–250°C, вероятнее всего, происходит за счет уменьшения плотности повреждений, которые зародились при прокатке листов исследуемой стали.

Уменьшение E по всем направлениям в листе и небольшое увеличение его в одном из направлений после отжигов при более высоких температурах, обусловлено появлением внутренних напряжений при формировании зародышей рекристаллизации и кристаллографическим фактором развития текстуры рекристаллизации.

Влияние текстуры на анизотропию модуля упругости представили в виде интегральных характеристик текстуры (ИХТ) [21], которые для отожженной при 250°C стали рассчитали из данных текстурного анализа в представлении функций распределения ориентаций. Для исходных листов и листов, отожженных при других температурах, ИХТ рассчитывали по формулам [22]:

$$\begin{aligned} \mathfrak{S}_1 = \frac{1}{kE_{НП}} - \frac{s_{11}}{k} + 1, \quad \mathfrak{S}_2 = \frac{1}{kE_{ПН}} - \frac{s_{11}}{k} + 1, \\ \mathfrak{S}_3 = \frac{1}{3k} \left(\frac{2}{E_{НП+45^\circ}} - s_{11} - \frac{E_{НП} + E_{ПН}}{2E_{НП}E_{ПН}} \right) + \frac{1}{3}, \end{aligned} \quad (4)$$

где \mathfrak{S}_i – ИХТ; $E_{НП}$, $E_{ПН}$, $E_{НП+45^\circ}$ значения модуля Юнга в НП, ПН и НП + 45°; $k = \left(s_{11} - s_{12} - \frac{1}{2}s_{44} \right)$;

s_{ik} – константы податливости монокристалла железа.

На рис. 5 приведены кривые изменения ИХТ листов стали ДР600 с температурой отжига.

Из графиков видно, что стабилизация значений ИХТ приходится на температуры отжигов 220–275°C. При отжиге при температурах до 220°C \mathfrak{S}_1 и \mathfrak{S}_2 уменьшаются, а после отжигов при температурах более 275°C – увеличиваются. \mathfrak{S}_3 мало меняется до 275°C, затем увеличивается до некоторой величины.

При расчетах ИХТ мы использовали табличные значения констант податливости, которые были получены непосредственными измерениями на монокристаллах [23]. Эти константы можно считать константами неповрежденного монокристалла феррита. ИХТ отожженного при температурах 220–275°C листа можно считать наиболее близкими к ИХТ неповрежденного поликристалла, и они могут быть выбраны в качестве эталонных для квазинеповрежденного поликристалла.

В качестве эталона для оценки уровня поврежденности подготовили образцы исследуемой стали после длительного отжига при температуре 250°C.

Результаты расчета ИХТ по формулам (4) учитывают не только распределение зерен по ориентациям, но и структуру металла, так как отражают реальную анизотропию модуля Юнга исходных листов и листов после соответствующих отжигов. Значение модуля Юнга в направлении, задаваемом углом φ относительно НП, выражается через интегральные характеристики текстуры в виде [22]

$$E^{-1}(\varphi) = s_{11} - k\psi(\varphi),$$

где

$$\psi(\varphi) = 1 - (\mathfrak{S}_1 \cos^4 \varphi + \mathfrak{S}_2 \sin^4 \varphi + 1.5\mathfrak{S}_3 \sin^2 2\varphi)$$

– функция анизотропии листа.

По соотношению ИХТ можно оценить уровень поврежденности металла, преобразовав формулу (2) к виду:

$$D(\varphi) = 1 - \frac{s_{11} - k \left[1 - (\mathfrak{S}_1^0 \cos^4 \varphi + \mathfrak{S}_2^0 \sin^4 \varphi + 1.5 \mathfrak{S}_3^0 \sin^2 2\varphi) \right]}{s_{11} - k \left[1 - (\mathfrak{S}_1^1 \cos^4 \varphi + \mathfrak{S}_2^1 \sin^4 \varphi + 1.5 \mathfrak{S}_3^1 \sin^2 2\varphi) \right]},$$

где \mathfrak{S}_i^0 и \mathfrak{S}_i^1 – ИХТ неповрежденных листов металла и после обработок, приводящих к возможной поврежденности поликристалла соответственно.

На рис. 6 приведены кривые зависимости величины коэффициента поврежденности от направления в листе стали DP600 в исходном состоянии и после отжига при температуре 400°C. В качестве эталона использовали образцы стали, отожженные при 250°C в течение 48 ч.

Из графиков следует, что поврежденность листов в исходном состоянии проявляет анизотропию. Такое возможно, если повреждения в виде пор или пустот имеют не сферическую форму, а вытянутую в НП. Электронная микроскопия (см. рис. 2) демонстрирует именно такую форму микропор в сечении плоскостью НН–НП. В сечении НН–ПН микропоры выглядят близкими к окружностям.

РЭМ листов исследуемой стали после отжига при температуре 250°C не обнаружила пор (рис. 7а), соизмеримых с порами в исходном листе. По-

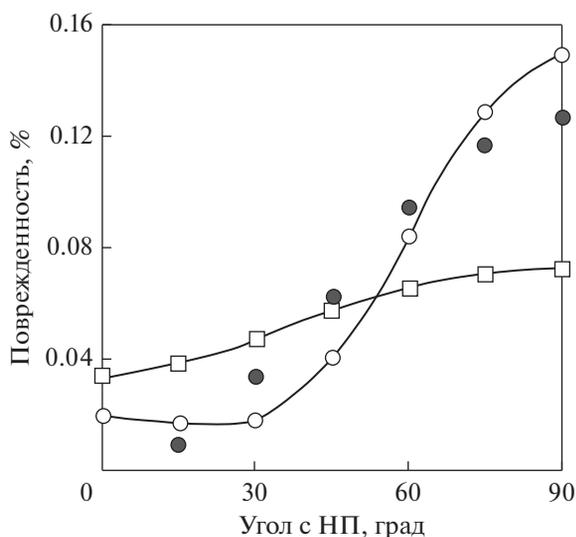


Рис. 6. Анизотропия коэффициента поврежденности листов стали DP600: ○ – исходное состояние (● – значения коэффициента поврежденности при аппроксимации анизотропии рядом Фурье с одной четной гармоникой) и □ – после отжига при температуре 400°C.

димо, собирательная рекристаллизация уменьшила суммарную площадь повреждений поликристалла в сечениях, перпендикулярных плоскости листа.

Образцы стали после такого вида обработки можно считать “условно неповрежденными”.

Рекристаллизация стали, сопровождающаяся зарождением новых зерен, приводит к появлению внутренних напряжений, которые в свою очередь провоцируют появление новых повреждений на микро- и наноуровне (рис. 7б). Анизотропия свойств в этом случае определяется характеристиками текстуры рекристаллизации.

Кривые анизотропии поврежденности в плоскости листов стали повторяют характер анизотропии упругих модулей, как свойств четвертой тензорной размерности. Поэтому аппроксима-

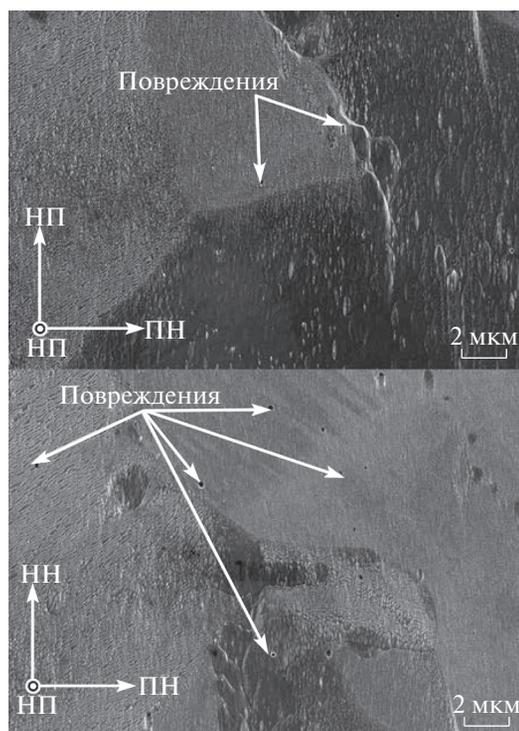


Рис. 7. РЭМ-изображение структуры листов стали DP600 после: а – длительного отжига при температуре 250°C и б – после рекристаллизационного отжига при температуре 400°C.

ция кривых рядами Фурье достигается с помощью свободного члена и двух четных гармоник

$$D(\varphi) = D_0 + D_2 \cos 2\varphi + D_4 \cos 4\varphi,$$

где $D_0 = \frac{1}{2\pi} \int_0^{2\pi} D(\varphi) d\varphi$; $D_2 = \frac{1}{2\pi} \int_0^{2\pi} D(\varphi) \cos 2\varphi d\varphi$;
 $D_4 = \frac{1}{2\pi} \int_0^{2\pi} D(\varphi) \cos 4\varphi d\varphi$; φ – угол между НП и направлением измерения.

Аппроксимация анизотропии $D(\varphi)$ в виде ряда $D(\varphi) = D_0 + D_2 \cos 2\varphi$; недостаточна (рис. 7).

ВЫВОДЫ

1. На кривых зависимости модуля Юнга (E) от температуры отжига листов двухфазной стали DP600 (0.10% C, 0.15% Si, 1.4% Mn, 0.007% P, 0.008% S, 0.009% N, 0.02–0.06% Al, 1% Cr–Mo–Ni) с текстурой рекристаллизации + холодной прокатки наблюдаются три области: монотонный рост до температур отжига $\sim 225^\circ\text{C}$, стабильное состояние E в интервале температур $225\text{--}275^\circ\text{C}$ и уменьшение модуля по всем направлениям в интервале температур отжига $275\text{--}400^\circ\text{C}$. Отжиги при температурах в интервале $225\text{--}275^\circ\text{C}$ приводят к появлению площадки текучести на кривых растяжения, повышению предела текучести и снижению предела прочности.

2. Текстуры изменения после отжигов в интервале $225\text{--}275^\circ\text{C}$ сводятся к усилению ориентировок, близких к (111)[uvw] и (112)[110], а также к замене ориентировок типа {110}[uvw] на близкие к ним, что характерно для собирательной рекристаллизации. Интегральные характеристики текстуры (ИХТ), отражающие анизотропию свойств листов, в области температур отжига $225\text{--}275^\circ\text{C}$ проявляют стабильность. Электронная микроскопия обнаруживает в этой области температур наименьшую плотность повреждений в виде микропор и микропустот.

3. По данным ИХТ, полученных из измерений динамических модулей Юнга, рассчитаны коэффициенты поврежденности (D) листов стали DP600 в исходном состоянии и после отжига при температуре 400°C относительно неповрежденного эталона стали, полученного отжигом при температуре 250°C в течение 48 ч. Анизотропия коэффициента поврежденности листов стали DP600 в исходном состоянии характеризуется минимумом в НП + 30° и максимумом в ПН. После рекристаллизационного отжига минимум D приходится на НП.

Авторы выражают признательность фонду исследований Германии DFG за финансовую под-

держку регионального исследовательского центра SBF/TR 73 в рамках проекта С4.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Babout L., Maire E., Buffiere J.Y., Fougères R.* Characterization by X-ray computed tomography of decohesion, porosity growth and coalescence in model metal matrix composites // *Acta Mater.* 2001. V. 49. P. 2055–2063.
2. *Babout L., Maire E., Buffiere J.Y., Fougères R.* Damage initiation in model metallic materials: X-ray tomography and modeling // *Acta Mater.* 2004. V. 52 P. 2475–2487.
3. *González C., Llorca J.* An analysis of the effect of hydrostatic pressure on the tensile deformation of aluminum-matrix composites. // *Mater. Sci. Eng.* 2002. V. A341. P. 256–263.
4. *Azuma M., Goutianos S., Hansen N., Winther G., Huang X.* Effect of hardness of martensite and ferrite on void formation in dual phase steel // *Mater. Sci. Tech.* 2012. V. 28. P. 1092–1100.
5. *Landron C., Bouaziz O., Maire E., Adrien J.* Characterization and modeling of void nucleation by interface decohesion in dual phase steels // *Scripta Metall.* 2010. V. 63. P. 973–976.
6. *Landron C., Maire E., Bouaziz O., Adrien J., Lecarme L., Bareggi A.* Validation of void growth models using X-ray microtomography characterization of damage in dual phase steels // *Acta Mater.* 2011. V. 59. P. 7564–7573.
7. *Lemaitre J.* A Course on Damage Mechanics. Berlin: Springer-Verlag, 1992. 210 p.
8. *Лариков Л.Н.* Залечивание дефектов. Киев: Наукова думка, 1980. 280 с.
9. *Качанов Л.М.* Основы механики разрушения. М.: Наука, 1974. 312 с.
10. *Работнов Ю.Н.* Введение в механику разрушения. М.: Наука, 1987. 388 с.
11. Standart test method for dynamic Young's modulus, and Poisson's ratio by impulse excitation of vibration / AISTM 1876–09.
12. *Муравьев В.В., Зуев Л.Б., Комаров К.Л.* Скорость звука и структура сталей и сплавов. Новосибирск: Наука, 1996. 124 с.
13. *Ноздрев В.Ф., Федорищенко Н.В.* Молекулярная акустика. М.: Высшая школа, 1974. 210 с.
14. *Gerstein G., Clausmeyer T., Isik K., Nurnberger F., Tekkaya A., Bruchanov A.A., Maier H.J.* Experimental analysis of anisotropic damage in dual-phase steel by resonance measurement // *International Journal of Damage Mechanics.* 2017. V. 28. № 8. P. 1147–1169.
15. *Стретт Дж. В.* Теория звука. Т. 1. М.: ГИТТЛ, 1955. 503 с.
16. *Брюханов А.А., Герштейн Г., Дячок Д.А., Нюрнбергер Ф.* Влияние текстуры деформации на анизотропию упругости и поврежденности листов двухфазной стали // *ФММ.* 2016. Т. 117. № 7. С. 742–747.
17. *Волчок Н.А., Праведная Н.П., Дячок Д.А.* Влияние дорекристаллизационного отжига на текстуру и анизотропию свойств листов двухфазной низкоуглеродистой стали // *Научные перспективы XXI ве-*

- ка. Достижения и перспективы нового столетия / Материалы XIV международной научно-практической конференции. Новосибирск, Международный Научный Институт "Educatio". 2015. Ч. 9. № 3(10). С. 45–49.
18. *Вассерман Г., Гревен И.* Текстуры металлических материалов. М.: Metallurgiya, 1959. 654 с.
 19. *Bunge H.J.* Mathematische Methoden der Texturanalyse. Berlin: Akademie-Verlag, 1969. 330 p.
 20. *Вишняков Я.Д., Бабарэко А.А., Владимиров С.А., Эгиз И.В.* Теория образования текстур в металлах и сплавах. М.: Наука, 1979. 344 с.
 21. *Брюханова З.А., Волчок Н.А., Дячок Д.А.* Упругие свойства идеальных ориентировок плоских текстур γ -железа / Сб. трудов 8 Евразийской научно-практической конференции "Прочность неоднородных структур" ПРОСТ-2016. М.: МИСиС, 2016. С. 58.
 22. *Брюханов А.А., Гохман А.Р., Родман М., Шанер М., Борманн Д.* О методе сертификации листового проката по характеристикам текстуры // Производство проката. 2011. № 2. С. 32–39.
 23. *Шульце Г.* Металлофизика. М.: Мир, 1971. 503 с.