

УДК 620.18:620.17:539.374:669.14.018.8

**ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТИ,
РЕЛАКСАЦИОННОЙ И КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ
УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 08X18N10T,
ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ.
II. ИССЛЕДОВАНИЕ РЕЛАКСАЦИОННЫХ СВОЙСТВ И СТОЙКОСТИ
ПРОТИВ МЕЖКРИСТАЛЛИТНОЙ КОРРОЗИИ^{1,2}**

@2023 г. **В.И. Копылов, В.Н. Чувильдеев, А.В. Нохрин, Н.А. Козлова,
М.К. Чегуров, Н.В. Мелехин**

*Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет
им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород
E-mail: kopylov@nifti.unn.ru*

Поступила в редакцию 26 декабря 2022 г.

После доработки 31 мая 2023 г. принята к публикации 28 июня 2023 г.

Исследована релаксационная стойкость и коррозионная стойкость образцов ультрамелкозернистой (УМЗ) стали 08X18N10T, полученной методом равноканального углового прессования (РКУП) при температурах 150 и 450 °С. Для УМЗ стали, обладающей высокими значениями предела макроупругости и предела текучести, показано снижение коэффициента Холла—Петча, обусловленное фрагментацией частиц δ -феррита при РКУП. Установлено, что образцы УМЗ стали обладают в 2—3 раза более высокой релаксационной стойкостью по сравнению с крупнозернистой сталью. Отмечено, что РКУП приводит к повышению скорости общей коррозии. При этом, несмотря на снижение коррозионной стойкости, образцы УМЗ сталей обладают высокой стойкостью к межкристаллитной коррозии. Установлено, что снижение коррозионной стойкости УМЗ стали обусловлено увеличением объемной доли мартенсита деформации при РКУП.

Ключевые слова: аустенитная сталь; мелкозернистая микроструктура; релаксационная стойкость; коррозионная стойкость.

К современным аустенитным сталям разработчики высокоответственных конструкций предъявляют повышенные требования по прочности, релаксационной и коррозионной стойкости [1, 2]. В нашей работе объект исследования — аустенитная сталь 08X18N10T с повышенным содержанием частиц δ -феррита (см. часть I).

Для аустенитных сталей одним из самых опасных повреждающих процессов является межкристаллитная коррозия (МКК), которая в нестабилизированных титаном сталях провоцируется выделением частиц карбидов хрома $Me_{23}C_6$, или σ -фазы, по границам зерен аустенита [3]. Следует также от-

метить, что частицы карбидов хрома $Me_{23}C_6$, Fe_3C , или σ -фазы, могут выделяться при высокотемпературном отжиге аустенитной фазы, содержащей частицы δ -феррита [3]. В работах [4—6] сообщается о возможности деформационного старения аустенитных сталей, а также деформационно-стимулированного образования частиц σ -фазы [3, 7—9], отрицательно влияющих на коррозионную стойкость стали. Наличие частиц δ -феррита также снижает коррозионную стойкость аустенитных сталей, особенно стойкость к МКК [10—12], и неоднозначно влияет на склонность аустенитных сталей к коррозионному растрескиванию под напряжением [1, 13], усталостную прочность [3, 14] и сопротивление ползучести [3, 15].

Традиционный способ повышения прочности аустенитных сталей — это комбина-

¹См. часть I. Металлы. 2023. №4. С.60—75.

²Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (грант №22-19-00238).

ция интенсивной пластической деформации (ИПД) при комнатной или пониженной температурах с последующим отжигом [2, 3, 16—20]. В процессе холодной деформации крупнозернистой (КЗ) метастабильной аустенитной стали измельчаются зерна аустенита и образуется мартенсит (иногда его содержание превышает 50%) [6, 16, 18, 20, 21]. Содержание мартенсита в аустенитной стали увеличивается при повышении степени деформации [3, 16] и уменьшается при росте скорости деформации [20—22]. Следует подчеркнуть отрицательное влияние мартенсита на коррозионную стойкость аустенитной стали [3, 23—26]. В ходе отжига мартенсит превращается в аустенит, что позволяет сформировать мелкозернистую микроструктуру аустенита с повышенной прочностью в соответствии с соотношением Холла—Петча [3, 16, 17, 25, 27]. Такая комбинированная обработка мелкозернистых сталей обеспечивает получение хорошего сочетания повышенной прочности и пластичности при комнатной температуре [3, 16, 18, 22, 25, 28—33].

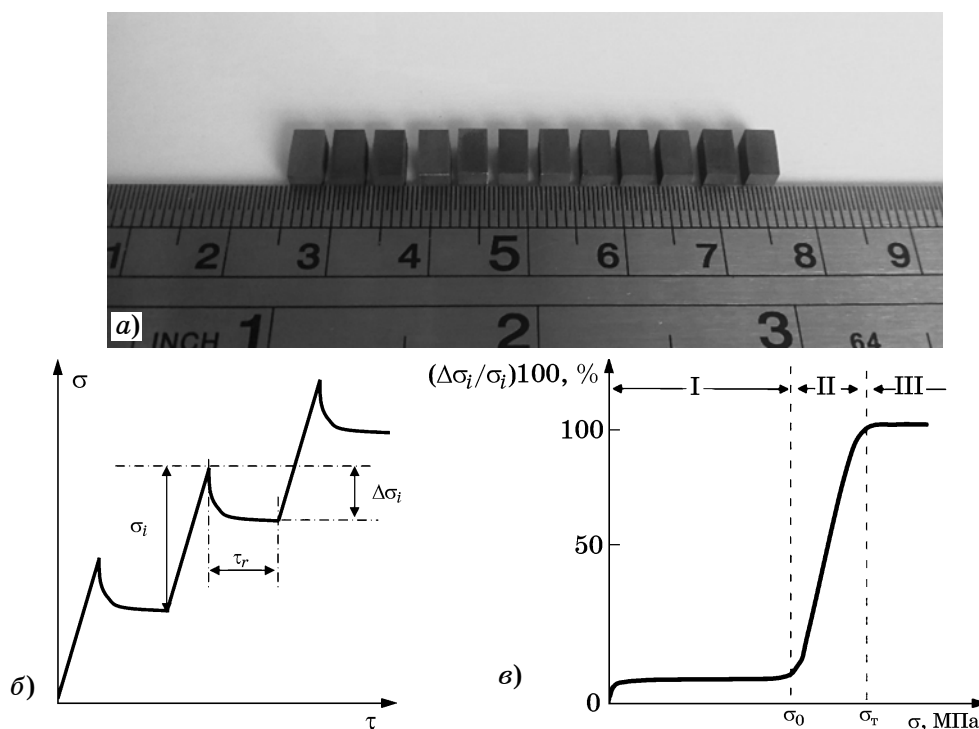
Методы ИПД — эффективный способ формирования ультрамелкозернистых (УМЗ) сталей с повышенной объемной долей мартенсита при комнатной температуре. При этом интересно отметить, что заметное содержание мартенсита деформации удается получить при равноканальном угловом пресовании (РКУП) [34—38], что достаточно неожиданно, поскольку скорость деформации при РКУП намного выше, чем в обычной прокатке [39—41], а увеличение скорости деформации приводит к уменьшению содержания мартенсита [20—22]. Это, в свою очередь, позволяет при отжиге деформированных образцов получать стали с предельно малым размером зерна аустенита [38, 42, 43]. Таким образом, ИПД можно рассматривать в качестве эффективного метода получения сверхпрочных аустенитных сталей с предельно малым размером зерна. В ряде случаев методом ИПД в получаемых УМЗ аустенитных сталях достигается одновременное сочетание повышенной прочности и пластичности [42—44].

Коррозионная стойкость наноструктурных и УМЗ аустенитных сталей активно исследуется [23—26, 45—47], однако следует отметить наличие в настоящее время множества противоречивых данных о коррозионной стойкости УМЗ сталей. Некоторые

авторы утверждают, что формирование УМЗ структуры не влияет на коррозионную стойкость аустенитной стали [48] или ее влияние не имеет однозначного характера [47, 49]. Имеются также данные о том, что ИПД приводит к снижению коррозионной стойкости стали [50, 51]. В ряде работ говорится о более высокой коррозионной стойкости УМЗ сталей по сравнению с аналогичным КЗ состоянием [24, 25, 45, 47, 52—58]. В работах [59, 60] показано, что за счет ИПД можно повысить коррозионную стойкость аустенитной стали 321 (аналог стали X18H10T), несмотря на образование мартенсита. Это очень интересный результат, поскольку, как уже отмечалось выше, обычно предполагается, что мартенсит снижает коррозионную стойкость аустенитной стали. Отмечено, что ИПД может влиять на коррозионную стойкость УМЗ сталей в результате изменения: параметров неметаллических включений [46]; концентрации хрома на границах зерен аустенита [53] или в поверхностном слое образца аустенитной стали [60]. В работах [34—36] сообщается о возможности образования частиц σ -фазы при отжиге УМЗ стали 08X18H10T. Аналогичный результат получен в нашей работе (см. часть I). Выделение частиц σ -фазы может оказывать отрицательное влияние на коррозионную стойкость УМЗ аустенитных сталей.

Как уже отмечалось в части I, высокая релаксационная стойкость стали имеет особую важность при разработке машиностроительного крепежа, так как при этом обеспечивается необходимый уровень прижимного усилия в течение длительного времени эксплуатации. Повышение релаксационной стойкости материалов, имеющих высокую прочность, позволит повысить прижимное усилие крепежа и сохранить его в течение заметно большего времени эксплуатации.

Проблеме исследования механизмов релаксационной стойкости КЗ материалов посвящено множество экспериментальных работ и классических монографий (см., например, [61—63]). Основным механизм релаксации напряжений в КЗ материалах обусловлен скольжением дислокаций и ползучестью [61—63]. При уменьшении среднего размера зерна существенную роль в процессе релаксации напряжений при повышенных температурах начинают играть процессы на границах зерен, в том числе зернограничное



Фиг. 1. К методике релаксационных испытаний: *a* — общий вид образцов; *б* — схема нагружения при релаксационных испытаниях; *в* — общий вид кривой релаксации

проскальзывание [64]. Для КЗ материалов обычно предполагается, что чем выше уровень внутренних напряжений, тем меньше глубина релаксации (величина снижения напряжения за заданный интервал времени), поэтому традиционным способом повышения их релаксационной стойкости является деформационное упрочнение [61, 65]. С этой точки зрения УМЗ сталь — перспективный материал для высокопрочного релаксационно-стойкого крепежа.

Влияние размера зерна на релаксацию напряжений изучено для некоторых КЗ материалов [66—69], механизмы релаксации напряжений в УМЗ металлах в настоящее время исследованы мало. Отметим работы [68, 70—74], в которых показано, что ИПД может приводить к снижению релаксационной стойкости металлов, а также наблюдается более быстрое и значительное снижение напряжения в них с течением времени. Это связано с тем, что при релаксационных испытаниях УМЗ материалов одновременно с аккомодационным перераспределением решеточных дислокаций [71, 72] может реализовываться зернограницное проскальзывание [68, 70, 73, 74] или имеет место взаимодействие дислокаций с границами зерен [68, 71]. Таким образом, можно сделать вывод, что механизмы

релаксации напряжений в УМЗ и КЗ материалах различаются, причем механизмы релаксации напряжений в УМЗ металлах остаются плохо изученными.

Цель настоящей работы — изучение влияния ИПД и отжига на релаксационную стойкость и стойкость к МКК аустенитной стали 08X18H10T.

Материалы и методики исследования. Объектом изучения была метастабильная аустенитная сталь 08X18H10T. Формирование УМЗ структуры в стали проводилось методом РКУП при температурах 150 и 450 °C; число циклов N прессования изменяли от одного до четырех. Детально режимы обработки образцов описаны в части I.

Релаксационные испытания проводили по методике, указанной в работе [75]. Использовали прямоугольные образцы сечением 3×3 и высотой 6 мм (фиг. 1, *a*). Нагружение осуществлялось со скоростью 0,13%/с в течение 0,3 с, после чего образец находился при постоянном напряжении σ_i в течение заданной длительности релаксации ($\tau_r = 60$ с). В процессе релаксации фиксировалась зависимость изменения напряжения от длительности испытания $\Delta\sigma_i(\tau)$, после чего осуществлялся следующий шаг нагружения (фиг. 1, *б*). В результате эксперимента фиксиро-

валась зависимость глубины релаксации от величины приложенной нагрузки $\Delta\sigma_i(\sigma_i)$ (фиг. 1, в). Полученная зависимость использовалась для определения величин предела макроупругости σ_0 и физического предела текучести σ_T . Общие требования к проведению релаксационных испытаний образцов на сжатие (осадку) установлены в ГОСТ Р 57173—2016.

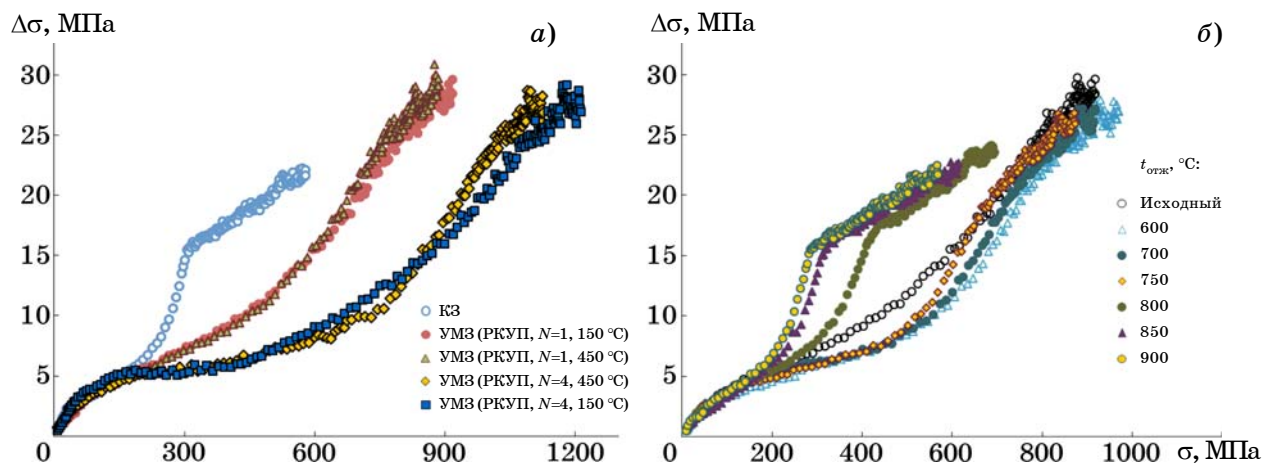
Исследование стойкости сталей к МКК проводилось на потенциостате-гальваностате Р-8 по ГОСТ 9.914—91 методом потенциодинамической реактивации (метод ПДР). Для коррозионных испытаний при комнатной температуре использовали водный раствор 10% H_2SO_4 + 0,0025 г/л KSCN. Исследуемый образец поляризовался при потенциале -550 мВ в течении 2 мин. Потенциодинамическая кривая напряжение—плотность тока снималась в интервале потенциалов от -550 до $+1200$ мВ со скоростью 3 мВ/с. Склонность стали к МКК определяли как отношение площадей под кривыми пассивации (S_1) и реактивации (S_2): $K_{МКК} = S_1/S_2$. В соответствии с ГОСТ 9.914—91 повышение коэффициента $K_{МКК}$ до $\sim 0,11$ означает, что аустенитная сталь проявляет повышенную склонность к МКК.

В этой же среде получали тафелевскую зависимость $\lg j(E)$, по которой стандартным образом определяли величины плотности тока коррозии ($j_{кор}$, А/м²) и потенциала коррозии ($E_{кор}$, мВ). Скорость коррозии рассчитывали по формуле: $v_{кор} = 8,76 j_{кор} M / \rho F$, где M — молярная масса металла, г/моль; ρ — плотность металла, г/см³; $F = 96500$ Кл — число Фарадея. Перед проведением корро-

зионных исследований поверхность образцов $5 \times 10 \times 10$ мм подвергалась механической шлифовке и полировке. Контрольные испытания на стойкость против МКК проводились по ГОСТ 6232—2003 путем кипячения образцов в растворе 25% H_2SO_4 + $CuSO_4$. Характер разрушения поверхности после коррозионных испытаний анализировали с помощью металлографического микроскопа Leica IM DRM.

Для исследования термической стабильности структуры и свойств УМЗ стали ее образцы отжигали в воздушной печи в интервале температур от 300 до 900 °С с охлаждением в воде. Время изотермической выдержки составляло 60 мин.

Экспериментальные результаты. Релаксационная стойкость. На фиг. 2, а представлены кривые релаксации $\Delta\sigma(\sigma)$ для образцов КЗ и УМЗ стали. Кривая релаксации $\Delta\sigma(\sigma)$ для КЗ стали имеет классический трехстадийный характер, на которой достаточно отчетливо выделяются стадии макроупругой, микро- и макропластической деформации. Отметим, что, как видно из фиг. 2, а, при напряжении менее 150 — 170 МПа, кривые релаксации $\Delta\sigma(\sigma)$ КЗ и УМЗ стали близки между собой и существенных различий в глубине релаксации не наблюдается. В области микропластической деформации при увеличении напряжения от 150 — 170 до 300 — 320 МПа в образцах КЗ стали глубина релаксации начинает резко повышаться и достигает ~ 15 МПа при напряжении 320 МПа. При дальнейшем повышении напряжения до 580 — 600 МПа в области макропластической



Фиг. 2. Результаты релаксационных испытаний: а — кривые релаксации образцов КЗ и УМЗ стали; б — кривые релаксации образцов УМЗ стали (РКУП, $N = 1$, $t = 150$ °С) после отжига при разных температурах $t_{отж}$

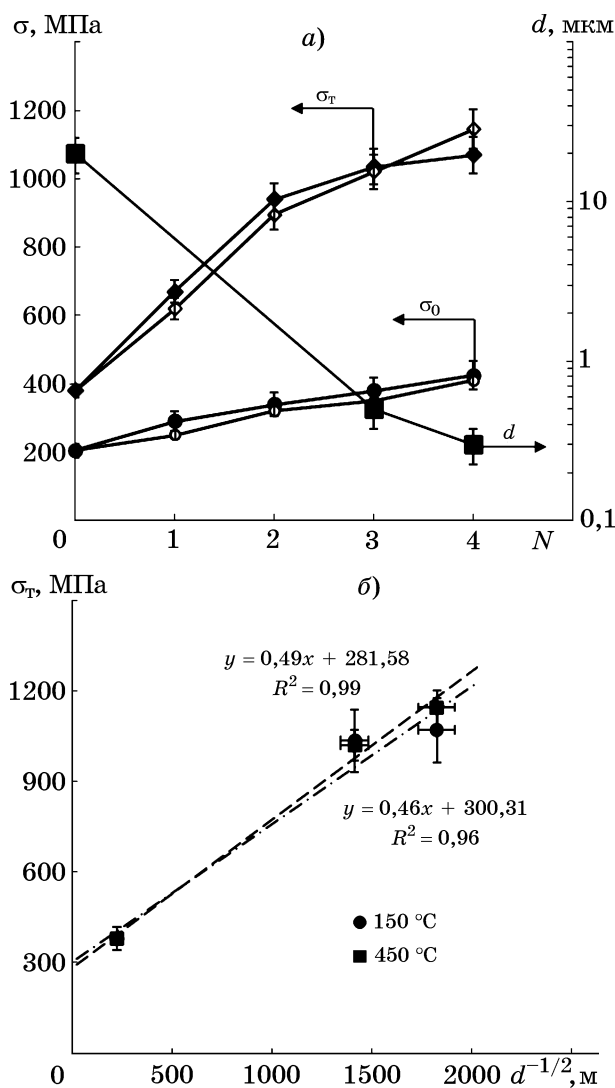
деформации наблюдается плавное повышение глубины релаксации КЗ стали до $\Delta\sigma \approx 20$ МПа.

В сравнении с образцами КЗ стали кривые релаксации $\Delta\sigma(\sigma)$ для образцов УМЗ стали имеют более плавный характер, причем стадия ярко выраженной макропластической деформации практически отсутствует. Как видно из фиг. 2, а, стадия микропластической деформации достаточно плавно переходит в стадию макропластической деформации. Увеличение числа циклов РКУП приводит к смещению кривых $\Delta\sigma(\sigma)$ в область более высоких напряжений. Из данных на фиг. 2, а следует, что глубина релаксации $\Delta\sigma \approx 20$ МПа в образцах УМЗ сталей, полученных после одного цикла РКУП, достигается при напряжении 670—690 МПа, а в образцах УМЗ сталей, полученных после четырех циклов РКУП, данная глубина релаксации достигается при напряжении 935—950 МПа ($t_{\text{РКУП}} = 450^\circ\text{C}$) и 990—1010 МПа ($t_{\text{РКУП}} = 150^\circ\text{C}$).

Таким образом, можно сделать вывод, что обработка аустенитной стали методом РКУП приводит к повышению ее релаксационной стойкости — увеличению предела макроупругости (см. далее) и уменьшению глубины релаксации при повышенных нагрузках.

После рекристаллизационного отжига параметры релаксационной стойкости УМЗ сталей снижаются: как видно из фиг. 2, б, повышение температуры отжига более 650—700 °C приводит к смещению кривых релаксации $\Delta\sigma(\sigma)$ в область меньших напряжений. После отжига при температурах 800—900 °C кривые релаксации деформированных образцов стали 08X18H10T имеют обычный трехстадийный характер, соответствующий кривой релаксации $\Delta\sigma(\sigma)$ образцов КЗ стали (см. фиг. 2, а).

Влияние отжига на пределы макроупругости и текучести стали. Для КЗ стали в состоянии поставки значения пределов макроупругости и текучести соответственно следующие: $\sigma_0 = 205$ МПа и $\sigma_T = 380$ МПа. После обработки стали методом РКУП значения показателей механических свойств стали возрастают. По мере увеличения числа циклов РКУП до $N = 2$ и 4 при $t_{\text{РКУП}} = 450^\circ\text{C}$ предел макроупругости увеличивается до 340 и 425 МПа, а предел текучести — до 940 и 1070 МПа соответственно (фиг. 3, а). Значения пределов текучести и макроупругости УМЗ стали слабо зависят от температуры РКУП — при снижении температуры РКУП



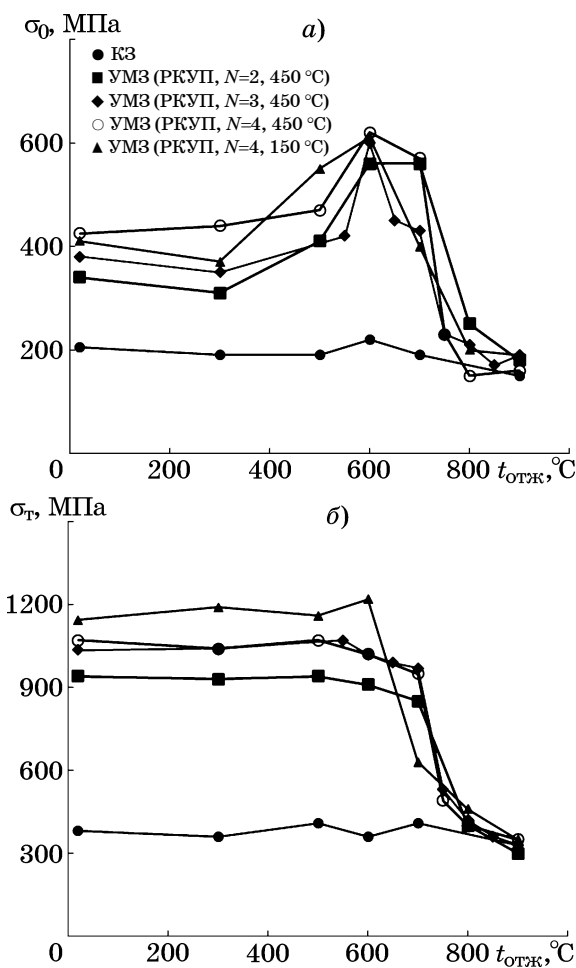
Фиг. 3. Результаты исследований механических свойств УМЗ стали 08X18H10T ($t_{\text{РКУП}} = 450^\circ\text{C}$): а — зависимость среднего размера зерна d и механических свойств стали от числа циклов РКУП (светлые точки — $t_{\text{РКУП}} = 450^\circ\text{C}$, темные точки — $t_{\text{РКУП}} = 150^\circ\text{C}$); б — зависимость предела текучести от размера зерна в координатах σ_T — $d^{-1/2}$

($N = 4$) от 450 до 150°C величина предела текучести возрастает от 1070 до 1145 МПа, а предел макроупругости снижается от 425 до 410 МПа.

Анализ зависимости $\sigma_T(d)$ показывает, что в координатах σ_T — $d^{-1/2}$ данная зависимость с хорошей точностью интерполируется прямой линией (фиг. 3, б). Это свидетельствует о выполнении соотношения Холла—Петча:

$$\sigma_T = \sigma_0 + Kd^{-1/2}, \quad (1)$$

где K — коэффициент зернограничного упрочнения, описывающий вклад структурного состояния границ зерен в прочность метал-



Фиг. 4. Изменение предела макроупругости (а) и предела текучести (б) в зависимости от температуры отжига в течение 1 ч образцов КЗ и УМЗ стали 08Х18Н10Т

ла. Средняя величина коэффициента K , определенная по зависимости на фиг. 3, б, находится в пределах: $K = 0,46—0,49 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$.

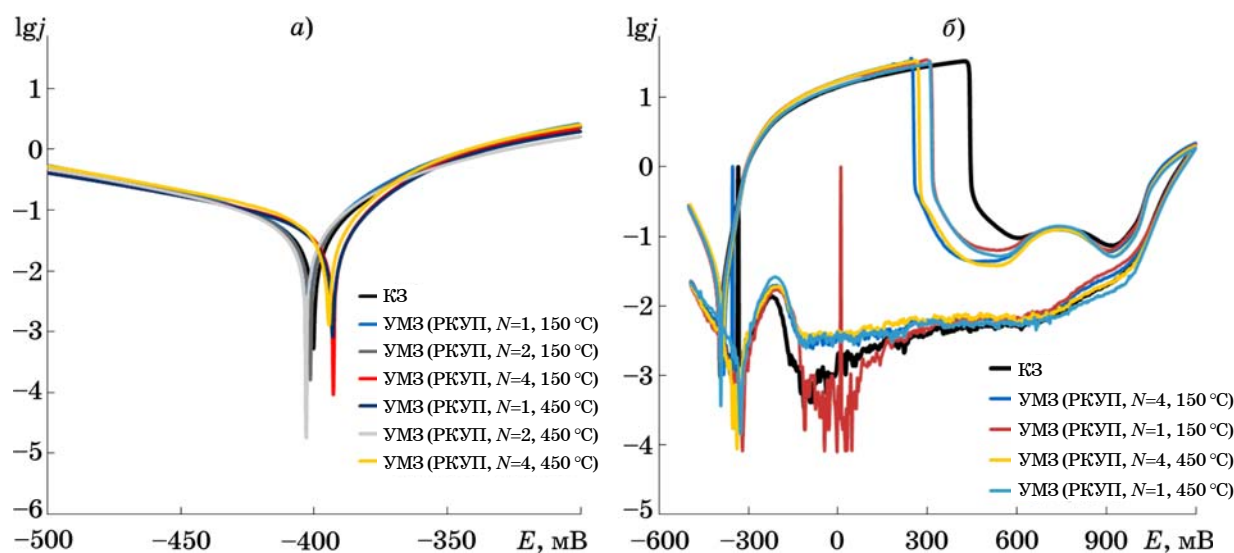
Построены кривые зависимости предела макроупругости (фиг. 4, а) и предела текучести (фиг. 4, б) от температуры отжига в течение 1 ч образцов УМЗ стали, полученных при разном числе циклов РКУП. Видно, что характер зависимости $\sigma_0(t_{отж})$ трехстадийный. На первой стадии отжига (20—300 °C) значение σ_0 постоянное, на второй стадии (500—600 °C) наблюдается увеличение предела макроупругости, что, вероятно, является следствием выделения частиц второй фазы. На третьей стадии отжига при температурах более 600 °C величина σ_0 уменьшается до значения, характерного для КЗ стали в состоянии поставки. Разупрочнение УМЗ стали на данной стадии отжига связано с развитием процессов рекристаллизации, приводящих к увеличению размера зерна.

Зависимости $\sigma_t(t_{отж})$ имеют обычный двухстадийный характер (фиг. 4, б). Отметим, что повышение предела макроупругости при температуре 600 °C, обусловленное выделением частиц второй фазы, не приводит к увеличению предела текучести, как этого можно было бы ожидать в соответствии с законом Холла—Петча (см. уравнение (1)). Полученный результат свидетельствует о том, что на данной стадии активно протекают процессы зернограницного возврата, которые приводят к уменьшению плотности дефектов в границах зерен [76].

Заметим также, что значения σ_0 и σ_t КЗ стали вплоть до температуры отжига 700 °C практически не изменяются. После нагрева до более высокой температуры наблюдается незначительное уменьшение σ_0 и σ_t . После отжига при температуре 900 °C значения σ_0 и σ_t для образцов КЗ и УМЗ стали становятся близкими между собой.

Коррозионная стойкость. На фиг. 5, а представлены тафелевские кривые $\lg j(E)$ для образцов КЗ и УМЗ стали, а результаты электрохимических испытаний обобщены в таблице. Видно, что характер зависимостей $\lg j(E)$ обычный. При этом образцы КЗ стали имеют меньшую скорость коррозии, чем образцы УМЗ. Для образцов УМЗ стали, полученных методом РКУП при $t = 450$ °C, значения средней плотности тока коррозии $j_{кор}$ (средняя скорость коррозии $v_{кор}$) оказываются на 10—15% выше аналогичных характеристик для образцов УМЗ стали, полученных РКУП при температуре 150 °C.

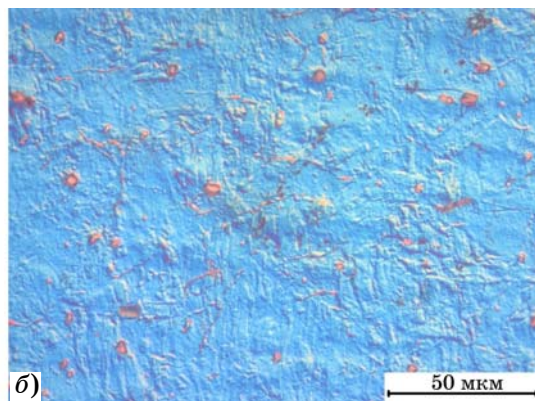
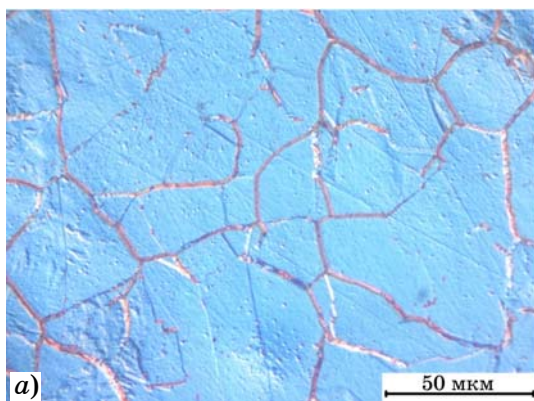
На фиг. 5, б представлены зависимости $\lg j(E)$, иллюстрирующие результаты испытаний методом ПДР по ГОСТ 9.914—91, а результаты испытаний обобщены в таблице. Из данных таблицы следует, что отношение площадей под кривыми пассивации (S_1) и реактивации (S_2) мало, т.е. значение $K_{МКК} = S_1/S_2$ оказывается много меньше предельной величины $K_{max} = 0,11$. Полученный результат свидетельствует о том, что КЗ и УМЗ стали обладают высокой стойкостью против МКК. Вместе с тем величина коэффициента $K_{МКК}$ для образцов УМЗ сталей оказывается в 1,5—2,5 раза больше, чем для образцов КЗ стали. По данным металлографического анализа поверхности крупных частиц δ -феррита являются областями ускоренного коррозионного разрушения поверхности при потенциодинамических испытаниях (фиг. 6, а).



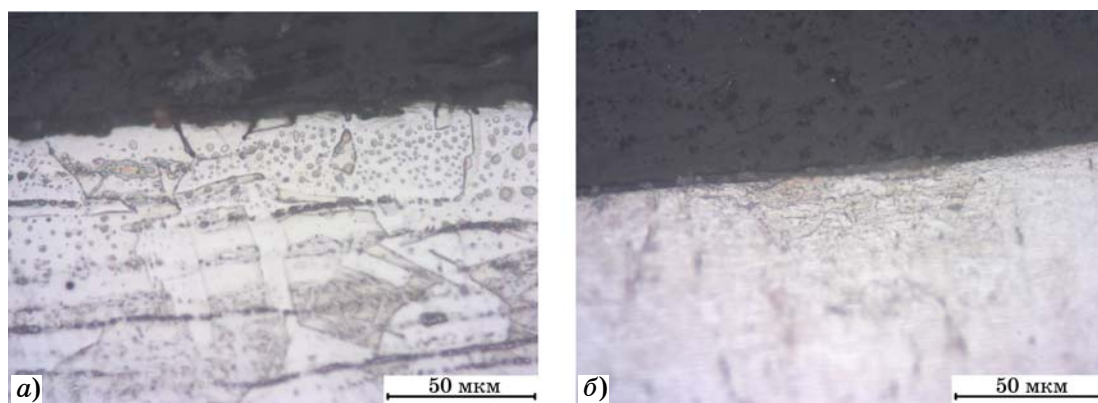
Фиг. 5. Результаты электрохимических исследований образцов КЗ и УМЗ стали: а — тафелевские кривые $\lg j(E)$; б — результаты испытаний на МКК методом ПДР

Результаты коррозионных испытаний образцов КЗ и УМЗ стали

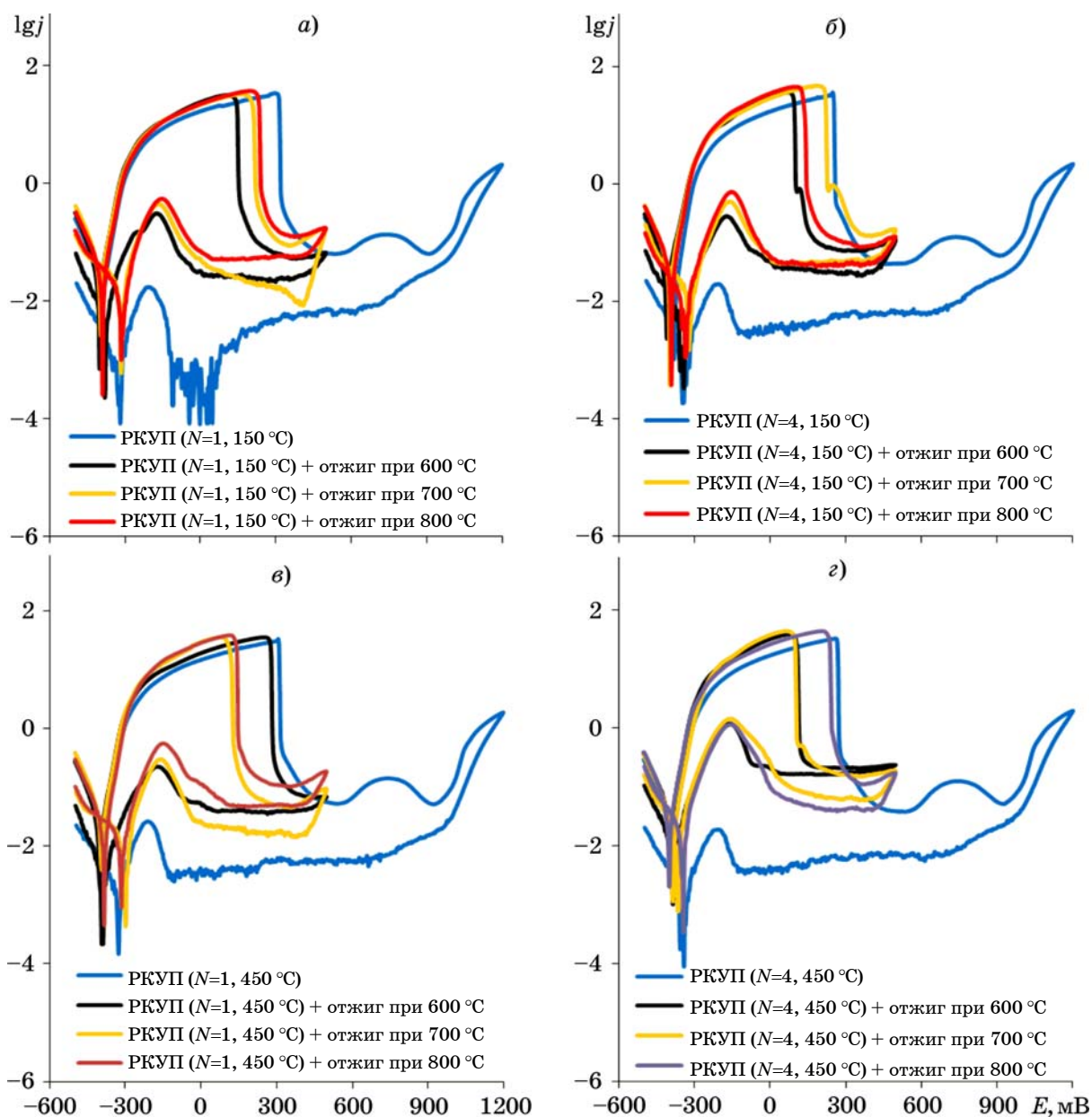
Обработка образцов стали	Результаты испытаний по методу Тафеля			Испытания методом ПДР по ГОСТ 9.914—91		Испытания на МКК по ГОСТ 6232—2003
	$E_{\text{кор}}, \text{ мВ}$	$j_{\text{кор}}, \text{ мА/см}^2$	$v_{\text{кор}}, \text{ мм/год}$	$K_{\text{МКК}}, \times 10^4$	характер коррозии	характер коррозии
Исходное (КЗ) состояние	-403	0,073	0,58	0,93	По границам зерен	МКК или питтинговая коррозия
РКУП, $N = 1, t = 150 \text{ }^{\circ}\text{C}$	-402	0,072	0,56	1,64	Общая	Питтинговая коррозия
РКУП, $N = 2, t = 150 \text{ }^{\circ}\text{C}$	-403	0,083	0,64	1,96	»	То же
РКУП, $N = 3, t = 150 \text{ }^{\circ}\text{C}$	-404	0,084	0,65	2,07	»	—
РКУП, $N = 4, t = 150 \text{ }^{\circ}\text{C}$	-404	0,084	0,65	2,34	»	—
РКУП, $N = 1, t = 450 \text{ }^{\circ}\text{C}$	-404	0,092	0,71	2,78	»	Питтинговая коррозия
РКУП, $N = 2, t = 450 \text{ }^{\circ}\text{C}$	-406	0,084	0,64	3,25	»	—
РКУП, $N = 3, t = 450 \text{ }^{\circ}\text{C}$	-406	0,099	0,77	2,41	»	—
РКУП, $N = 4, t = 450 \text{ }^{\circ}\text{C}$	-403	0,097	0,75	2,22	»	—



Фиг. 6. Микрофотографии поверхности образцов стали КЗ (а) и УМЗ (б: $N = 4, t_{\text{отж}} = 450 \text{ }^{\circ}\text{C}$) после испытаний методом ПДР по ГОСТ 9.914—91



Фиг. 7. Микрофотографии поверхности образцов стали КЗ (а) и УМЗ (б: $N = 4$, $t_{\text{отж}} = 450^\circ\text{C}$) после испытаний в кипящем растворе кислоты по ГОСТ 6232—2003



Фиг. 8. Результаты исследований влияния температуры отжига (600 , 700 , 800°C , 1 ч) на коррозионную стойкость УМЗ стали при испытаниях методом ПДР. Зависимости $\lg j(E)$ для образцов УМЗ стали, полученных методом РКУП при числе циклов $N=1$ (а, в), 4 (б, г) и температурах 150 (а, б) и 450°C (в, г)

На поверхности образцов УМЗ стали следов МКК не наблюдается (фиг. 6, б).

Результаты стандартных испытаний на стойкость против МКК по ГОСТ 6232—2003 подтвердили высокую коррозионную стойкость УМЗ сталей. Как видно на фиг. 7, а, после испытания в течение 24 ч на поверхности КЗ стали видны прокорродировавшие вытянутые частицы δ -феррита. На некоторых участках поверхности видны коррозионные дефекты МКК или питтинговая коррозия (фиг. 7, а) глубиной не более 10—15 мкм. На поверхности образцов УМЗ стали, структура в которых сформирована после одного или двух циклов РКУП, наблюдаются единичные коррозионные питтинги. На поверхности образцов УМЗ стали ($N = 4$) коррозионные дефекты отсутствуют (фиг. 7, б).

На фиг. 8 представлены результаты испытаний методом ПДР образцов УМЗ сталей после отжига в течение 1 ч при температурах 600, 700, 800 °С. Отжиг способствует увеличению склонности образцов УМЗ стали к МКК. Как видно из фиг. 8, вне зависимости от режима РКУП отжиг приводит к росту площади под кривой реактивации и, как следствие, к повышению коэффициента $K_{МКК}$. При этом следует подчеркнуть, что величина коэффициента $K_{МКК}$ остается меньше порогового значения $K_{\max} = 0,11$, что свидетельствует о высокой стойкости отожженных УМЗ сталей к МКК.

Таким образом, образцы УМЗ стали обладают одновременно высокой релаксационной стойкостью и высокой стойкостью против МКК. Это позволяет эффективно использовать УМЗ сталь 08Х18Н10Т для изготовления релаксационно-стойкого машиностроительного крепежа, работающего в условиях воздействия повышенных нагрузок и коррозионно-агрессивных сред.

Обсуждение результатов. Расчет вкладов в предел макроупругости и предел текучести. Величина σ_T аустенитной стали может быть вычислена с помощью уравнения Холла—Петча (1), в котором значение σ_0 в первом приближении может быть определено как сумма вкладов [77, 78]:

$$\sigma_0 = \sigma_{PN} + \sum A_i C_i + \alpha_1 M G b \sqrt{\rho_v} + 2\alpha_2 M G b / \lambda. \quad (2)$$

В уравнении (2) приведены следующие вклады: σ_{PN} — напряжение сопротивления

кристаллической решетки; $\sigma_c = \sum A_i C_i$ — вклад легирующих элементов в упрочнение аустенита (A_i — вклад в упрочнение аустенита i -го легирующего элемента, концентрация которого составляет C_i); $\sigma_d = \alpha_1 M G b \sqrt{\rho_v}$ — вклад дислокационного упрочнения (ρ_v — плотность решеточных дислокаций); $\sigma_p = 2\alpha_2 M G b / \lambda$ — вклад частиц второй фазы (λ — расстояние между частицами); $G = 81$ ГПа — модуль сдвига; $b = 0,258$ нм — вектор Бюргерса; $\alpha_1 = 0,3—0,67$ — численный коэффициент, зависящий от характера распределения и взаимодействия решеточных дислокаций; $\alpha_2 = 0,5$ — численный коэффициент; $M = 3,1$ — коэффициент Тейлора.

В соответствии с данными [77, 78] вклад кристаллической решетки легированного аустенита для сталей и жаропрочных никелевых сплавов составляет $\sigma_{PN} = 60—70$ МПа. Вкладом частиц второй фазы в первом приближении можно пренебречь, поскольку выделившиеся частицы достаточно крупные и расположены далеко одна от другой (см. часть I): при $\lambda = 5—10$ мкм вклад частиц второй фазы составляет $\sigma_d \approx 10$ МПа.

Поскольку вклад никеля в упрочнение аустенита мал [77, 78], можно предположить, что основной вклад в величину σ_0 стали ($\sigma_0 = 240$ МПа) вносит дислокационное упрочнение. Величина $\sigma_d = \sigma_0 - \sigma_{PN} = 170—180$ МПа при $\alpha_1 = 0,3$ соответствует плотности решеточных дислокаций $\rho_v \approx 8 \cdot 10^{13} \text{ м}^{-2}$, а при $\alpha_1 = 0,67$ плотность $\rho_v \approx 1,5 \cdot 10^{13} \text{ м}^{-2}$.

При средней величине $K = 0,46 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ (см. ранее) и $d_\gamma \approx 20$ мкм вклад зернограничного упрочнения $\sigma_{ГЗ} = K d^{-1/2}$ в КЗ стали составляет ~ 105 МПа.

Рассчитанное значение предела текучести КЗ стали $\sigma_T = 240 \text{ МПа} + 105 \text{ МПа} = 345$ МПа оказывается меньше, чем экспериментально измеренная величина (380 МПа).

По нашему мнению, есть две основные причины расхождения результатов расчетов и экспериментальных данных. Во-первых, следует отметить, что в микроструктуре аустенитной стали присутствуют полосы δ -феррита, которые могут препятствовать протеканию процессов микро- и макропластической деформации. Традиционный подход к расчету предела текучести стали с такой композитной структурой состоит в учете объемной доли и предела текучести аустенита и δ -феррита: $\sigma_T = f_\gamma \sigma_{T(\gamma)} + f_\delta \sigma_{T(\delta)}$, где f_γ и f_δ — объемные доли аустенита (γ -Fe) и δ -ферри-

та; $\sigma_{T(\gamma)}$ и $\sigma_{T(\delta)}$ — пределы текучести аустенита и δ -феррита соответственно. Однако в настоящее время нет возможности корректно измерить величину предела текучести δ -феррита ($\sigma_{T(\delta)}$). В связи с этим корректная оценка влияния таких мезобарьеров на величину предела текучести, к сожалению, пока невозможна.

Во-вторых, необходимо учитывать влияние структурно-фазового состояния границ зерен на величину коэффициента Холла—Петча. Оно может приводить к существенному отличию средней величины K , рассчитанной по зависимости $\sigma_T - d^{-1/2}$, от значения коэффициента Холла—Петча в КЗ (K_0) и УМЗ (K_1) стали. В работах [3, 16, 75, 79, 80] показано, что величины коэффициента K для УМЗ и КЗ металлов могут существенно различаться. Отметим также, что в традиционном подходе к определению среднего значения коэффициента K по углу наклона зависимости $\sigma_T - d^{-1/2}$ подразумевается постоянство значений σ_0 и K для исследуемого множества величин $\{\sigma_{T1}, \sigma_{T2}, \dots, \sigma_{Tn}\}$ и $\{d_1, d_2, \dots, d_n\}$. Как видно из фиг. 3, а и 4, а, значение предела макроупругости σ_0 при РКУП и последующем отжиге УМЗ стали изменяется.

Отметим также, что интенсивность роста пределов макроупругости σ_0 и текучести σ_T с увеличением числа циклов РКУП разная (фиг. 4, а). Анализ представленных на фиг. 4, а данных показывает, что в исходном состоянии $\sigma_{гз} = \sigma_T - \sigma_0 = Kd^{-1/2} = 175$ МПа, а при увеличении числа циклов до $N = 3-4$ ($t_{РКУП} = 450$ °С) вклад $\sigma_{гз}$ повышается до 645—655 МПа. Это означает, что величина коэффициента $K = (\sigma_T - \sigma_0)d^{1/2}$ (см. уравнение (1)) с увеличением числа циклов РКУП монотонно уменьшается. Расчет показывает, что величина K для КЗ стали составляет 0,78 МПа·м^{1/2}, а после трех и четырех циклов РКУП при температуре 450 °С она уменьшается соответственно до 0,46 и 0,35 МПа·м^{1/2}. Аналогичный эффект наблюдается для образцов УМЗ стали, полученной методом РКУП при температуре 150 °С. Таким образом, можно сделать вывод, что величина коэффициента Холла—Петча в УМЗ стали оказывается меньше, чем в КЗ стали.

Уменьшение величины K при РКУП связано, по нашему мнению, с фрагментацией сильно вытянутых частиц δ -феррита (толщина таких частиц до 10 мкм, а длина до 500 мкм). Пересекающие зерна аустенита более твер-

дые частицы δ -феррита (см. часть I, фиг. 1), могут блокировать распространение пластической деформации в зернах аустенита и препятствовать «передаче» пластической деформации из одного зерна аустенита в другое. Сильная фрагментация таких частиц при РКУП помогает устранить дополнительный тип препятствий «барьерного» типа и способствует облегчению пластической деформации на микро- и макроуровнях.

Фактором, способствующим уменьшению значения K в УМЗ стали, может быть также затруднение образования дислокационных скоплений у неравновесных границ зерен с избыточной плотностью дефектов. В соответствии с данными [76] дислокации ориентационного несоответствия (ДОН) и продукты их делокализации, попавшие в границы зерен при ИПД, создают дальнедействующие поля внутренних напряжений, затрудняющих движение дислокаций и образование дислокационных скоплений вблизи границ зерен УМЗ материала.

Если для КЗ стали принять, что $K = 0,78$ МПа·м^{1/2} и $d_\gamma = 20$ мкм, то вклад зернограничного упрочнения составит $\sigma_{гз} = 175$ МПа. В этом случае получим, что для КЗ стали рассчитанное с учетом поправки на величину K значение $\sigma_T = 240 + 175 = 415$ МПа. Рассчитанная величина предела текучести хорошо соответствует экспериментально измеренной величине ($\sigma_T = 380$ МПа).

Значения пределов макроупругости и текучести УМЗ стали после четырех циклов РКУП составляют соответственно 410—425 и 1070—1145 МПа. Поскольку при РКУП вклады σ_{PN} , σ_c и σ_p не изменяются, увеличение предела макроупругости на 30—45 МПа обусловлено, по нашему мнению, увеличением плотности решеточных дислокаций до $\sim 1,2 \cdot 10^{14}$ м⁻² (при $\alpha_1 = 0,3$), а увеличение предела текучести — уменьшением размера зерна до субмикронного уровня.

Как видно из фиг. 4, а, отжиг УМЗ стали при температуре 600 °С приводит к повышению предела макроупругости на $\Delta\sigma_0 \approx 200$ МПа. Отметим, что отжиг УМЗ стали при данной температуре сопровождается выделением наночастиц σ -фазы, размер которых $R \approx 10-15$ нм (см. часть I). Предположим, что влияние наночастиц σ -фазы на величину предела макроупругости описывается уравнением Орована [77, 78]:

$$\Delta\sigma_0 = \alpha_2 M G b \sqrt{f_v} / R, \quad (3)$$

где f_v — объемная доля выделяющихся частиц σ -фазы.

Подставляя в уравнение (3) $G = 81$ ГПа, $b = 0,258$ нм, $\alpha_2 = 0,5$, $M = 3,1$ и $R = 15$ нм, получим, что повышение предела макроупругости составит $\Delta\sigma_0 \approx 250$ МПа. Хорошее соответствие расчетов экспериментальным данным (см. фиг. 4, а) свидетельствует о том, что наблюдаемое повышение предела макроупругости при отжиге УМЗ стали обусловлено выделением частиц σ -фазы.

Отметим, что масштаб увеличения предела текучести $\Delta\sigma_T$ при отжиге УМЗ стали оказывается намного меньше, чем масштаб увеличения предела макроупругости $\Delta\sigma_0$ (см. фиг. 4). По-видимому, это связано с протеканием процессов зернограницного возврата, которые приводят к уменьшению плотности ДОН и продуктов их делокализации (нормальных и скользящих компонент делокализованных дислокаций) [76]. Снижение плотности зернограницных дефектов в соответствии с данными [76] будет приводить к уменьшению их вклада в величину предела текучести. Одновременное уменьшение вклада зернограницных дефектов, создающих дальнотействующие поля внутренних напряжений, и увеличение предела макроупругости, обусловленное выделением частиц σ -фазы, приводят к слабому изменению предела текучести при отжиге УМЗ стали.

Релаксационная стойкость. Как было показано выше, УМЗ сталь обладает более высокой, чем КЗ сталь, релаксационной стойкостью. При одном и том же приложенном напряжении глубина релаксации $\Delta\sigma$ в УМЗ стали оказывается намного меньше (см. фиг. 2, а). Проанализируем механизмы релаксации напряжений УМЗ стали, обуславливающие ее повышенную релаксационную стойкость.

Основным механизмом релаксации напряжений является аккомодационная перестройка дислокационной структуры [61—63]. В КЗ материалах при комнатной температуре таким механизмом наиболее часто является скольжение решеточных дислокаций в поле равномерно распределенных точечных дефектов. Зависимость скорости деформации $\dot{\epsilon}$ от напряжения σ в этом случае может быть описана формулой:

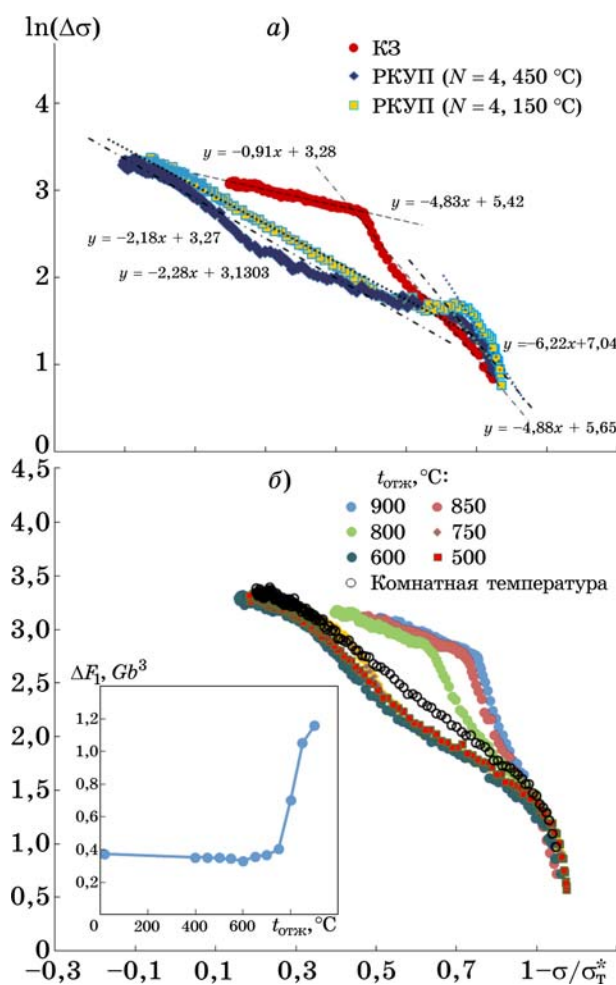
$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 \exp\left(-\frac{\Delta F}{k_B T} \{1 - \sigma / \sigma_T^*\}\right), \quad (4)$$

где $\dot{\epsilon}_0$ — предэкспоненциальный множитель; ΔF — свободная энергия преодоления препятствий, зависящая от типа препятствий (энергия активации пластической деформации); k_B — постоянная Больцмана; σ_T^* — атермическое напряжение течения при 0 К, процедура расчета которого описана в работе [81].

В первом приближении скорость пластической деформации может быть принята пропорциональной скорости релаксации напряжений: $\dot{\epsilon} = \dot{\sigma} / E$, где E — модуль упругости. Скорость релаксации можно вычислить: $\dot{\sigma} = \Delta\sigma / \tau_r$. Поскольку значение длительности релаксации $\tau_r = 60$ с и $E = 217$ ГПа для всех образцов одинаковы, величина свободной энергии $\Delta F / k_B T$ может быть определена по углу наклона зависимости $\ln(\Delta\sigma) - 1 - \sigma / \sigma_T^*$ (фиг. 9).

Как видно из фиг. 9, а, характер зависимости $\ln(\Delta\sigma) - 1 - \sigma / \sigma_T^*$ для КЗ стали двустадийный. В области микропластической деформации свободная энергия преодоления точечных препятствий $\Delta F_1 \approx 4,8 k_B T$ ($\sim 0,62$ Гб³), что хорошо соответствует литературным данным ($\sim 0,5$ Гб³ для сталей AISI 304 и AISI 316 [81]). Это позволяет сделать вывод, что на стадии микропластической деформации основным механизмом релаксации напряжений является скольжение решеточных дислокаций. При повышенных напряжениях свободная энергия преодоления препятствий стремится к $\Delta F_2 \approx 0,9 k_B T$ ($\sim 0,12$ Гб³). В соответствии с классификацией [82] препятствия с $\Delta F < 0,2$ Гб³ относятся к «слабым» препятствиям для движения дислокаций. В случае КЗ стали, деформируемой в области макропластической деформации, такими препятствиями могут выступать границы зерен аустенита.

В УМЗ сталях стадия с повышенной свободной энергией $\Delta F_1 \approx (4,9 - 6,2) k_B T$ ($\sim (0,63 - 0,80)$ Гб³) наблюдается только при малых напряжениях. В области микро- и макропластической деформации величина свободной энергии преодоления препятствий составляет $\Delta F_2 \approx (2,2 - 2,3) k_B T$ ($\sim (0,28 - 0,30)$ Гб³). В УМЗ металлах границы зерен являются основным типом препятствий для скольжения решеточных дислокаций [76]. В связи с этим можно предположить, что протяженная стадия микропластической деформации характеризует преодоление решеточными дислокациями границ зерен.



Фиг. 9. Зависимость глубины релаксации от величины приложенного напряжения в координатах $\ln(\Delta\sigma) - 1 - \sigma/\sigma_T^*$. а — сравнение КЗ и УМЗ сталей (анализ данных, представленных на фиг. 2, а); б — влияние температуры отжига на кривые релаксации УМЗ стали (анализ данных, представленных на фиг. 2, б)

Отметим, что значение ΔF_2 в УМЗ стали ($\sim(0,28-0,30) Gb^3$) оказывается заметно больше, чем в КЗ стали ($\sim 0,12 Gb^3$). Согласно данным [76] неравновесные границы зерен УМЗ металлов имеют повышенную плотность ДОН, характеризуемых плотностью $\rho_b \Delta b$, и продуктов их делокализации — скользящих и нормальных компонент вектора Бюргера делокализованных дислокаций, характеризуемых плотностями w_t и w_n соответственно. Формируемые при РКУП на границах зерен дефекты создают дальнodelействующие поля внутренних напряжений, которые препятствуют скольжению решеточных дислокаций в объеме зерен аустенита и затрудняют образование дислокационных скоплений у границ зерен [76]. Этот фактор является, по нашему мнению, основной причиной повыше-

ния свободной энергии преодоления решеточными дислокациями границ зерен (ΔF_2) в УМЗ стали.

В пользу данного предположения косвенно свидетельствует изменение свободной энергии ΔF_2 при отжиге УМЗ стали (фиг. 9, б). Как видно из фиг. 9, б, отжиг УМЗ стали приводит к изменению характера кривой релаксации $\Delta\sigma(\sigma)$. При отжиге УМЗ стали до температуры 700 °C, соответствующей температуре начала рекристаллизации, свободная энергия существенно не изменяется: $\Delta F_2 \approx (2,70-2,92)k_B T$, или $(0,34-0,37) Gb^3$. После отжига при температуре 750—800 °C вид зависимости $\ln(\Delta\sigma) - 1 - \sigma/\sigma_T^*$ становится двустадийным, а величина ΔF_2 монотонно уменьшается. Интересно отметить, что величина свободной энергии ΔF_1 для отожженной УМЗ стали монотонно возрастает от $5,6k_B T$ ($0,70 Gb^3$) при $t_{отж} = 800$ °C до $9,2k_B T$ ($1,16 Gb^3$) при $t_{отж} = 900$ °C (см. фиг. 8, б). Этот результат, по нашему мнению, связан с выделением частиц σ -фазы при нагреве (см. часть I).

Таким образом, причиной повышенной релаксационной стойкости УМЗ стали является формирование дальнodelействующих полей внутренних напряжений от неравновесных границ зерен, которые препятствуют свободному движению решеточных дислокаций.

Дополнительным фактором, способствующим повышению релаксационной стойкости при РКУП, может быть изменение фазового состава стали. Как следует из анализа результатов рентгеновских исследований, в стали после четырех циклов РКУП содержится от 7—8% ($t_{РКУП} = 150$ °C) до 17—18% ($t_{РКУП} = 450$ °C) более прочных частиц α' -мартенсита (см. часть I). При одинаковом внешнем напряжении глубина релаксации напряжений (аккомодационной перестройки дефектной структуры) в более прочной α' -фазе будет меньше, чем в пластичной γ -фазе. В связи с этим увеличение содержания прочных частиц α' -фазы может способствовать повышению релаксационной стойкости УМЗ стали.

Коррозионная стойкость. Анализ результатов коррозионных испытаний показывает, что РКУП приводит к незначительному повышению скорости коррозии $v_{кор}$, рассчитанной по методу Тафеля. Кроме этого, по результатам потенциодинамических испытаний УМЗ сталь 08X18H10T обладает

более высокой склонностью к МКК по сравнению с КЗ сталью. Подчеркнем, что, несмотря на обнаруженное снижение коррозионной стойкости, УМЗ сталь полностью соответствует требованиям ГОСТ 9.914—91 по стойкости против МКК.

Основной причиной повышения скорости коррозии и снижения стойкости к МКК в УМЗ сталях является, по нашему мнению, увеличение объемной доли α' -мартенсита и, как следствие, формирование двухфазной ($\gamma + \alpha'$) микроструктуры. Частицы α' -мартенсита деформации, химический состав которых отличается от состава аустенита, имеют более высокую скорость коррозии (растворения). Поэтому повышение объемной доли α' -фазы будет приводить к увеличению скорости общей коррозии в соответствии с обычным правилом: $v_{\text{кор}} = f_{\gamma}v_{\gamma} + f_{\alpha}v_{\alpha}$, где v_{γ} , v_{α} — скорости растворения γ - и α' -фаз.

Формирование двухфазной микроструктуры приводит к появлению микрогальванических пар аустенит— α' -мартенсит, границы которых являются местами ускоренного коррозионного разрушения при электрохимических испытаниях на МКК. Таким образом, при повышении объемной доли мартенсита деформации создаются условия для роста скоростей общей коррозии и МКК.

Фактором, способствующим снижению стойкости стали против МКК после РКУП, может быть также перераспределение легирующих элементов (хрома и никеля) при ИПД. Как показано в работе [82], границы зерен нанокристаллической аустенитной стали Fe-12% Cr-30% Ni (сталь X12H30) с размером зерна ~60 нм после ИПД обогащены никелем, но имеют пониженную концентрацию хрома. Теоретически было предсказано, что с повышением температуры ширина приграничной обогащенной никелем зоны будет увеличиваться [83]. Деформационно-стимулированная сегрегация атомов никеля на границах зерен аустенита была использована для объяснения эффекта образования ферромагнитных кластеров на границах зерен сталей X12H30 и X12H40 в ходе ИПД [82]. Такое деформационно-стимулированное расслоение твердого раствора в УМЗ стали 08X18H10T должно способствовать ускорению электрохимической коррозии вблизи границ зерен.

Образование частиц σ -фазы является еще одним фактором, который следует учитывать

при анализе результатов коррозионных испытаний УМЗ стали. Как показано в части I, при отжиге образцов УМЗ стали наблюдается выделение наночастиц σ -фазы, неравномерно распределенных в объеме зерен. Анализ представленных на фиг. 8 результатов коррозионных испытаний методом ПДР показал, что отжиг в интервале температур 600—800 °С, сопровождающийся выделением частиц σ -фазы, приводит к снижению стойкости УМЗ стали к МКК. При этом следует отметить, что, поскольку частицы преимущественно располагаются в объеме зерен и существенного выделения частиц σ -фазы на границах зерен аустенита не происходит, наблюдаемое снижение стойкости против МКК — результат весьма неожиданный. По нашему мнению, одной из основных причин наблюдаемого эффекта является обеднение границ зерен аустенита по хрому, которое было описано в работе [82].

Выводы. 1. Отмечается, что ультрамелкозернистая (УМЗ) сталь обладает повышенной релаксационной стойкостью — более высокой величиной предела макроупругости и меньшей величиной глубины релаксации (при заданной величине приложенного напряжения) по сравнению с крупнозернистой сталью. Повышенная релаксационная стойкость УМЗ стали обусловлена особым механизмом релаксации внутренних напряжений, связанных с взаимодействием решеточных дислокаций с неравновесными границами зерен УМЗ стали. Вероятной причиной повышения релаксационной стойкости УМЗ стали может быть также присутствие более прочных частиц мартенсита деформации, в которых затруднена аккомодационная перестройка дислокационной структуры.

2. Процесс равноканального углового прессования (РКУП) приводит к снижению коррозионной стойкости аустенитной стали — наблюдается повышение скорости общей коррозии и увеличение склонности стали к межкристаллитной коррозии. Снижение коррозионной стойкости обусловлено, в первую очередь, наличием частиц мартенсита деформации, которые имеют большую по сравнению с исходным состоянием скорость растворения. Присутствие частиц мартенсита деформации приводит к появлению в микроструктуре стали микрогальванических пар мартенсит—аустенит, по границам зерен которых возможно ускоренное протекание меж-

кристаллитной коррозии (МКК). Важно при этом отметить, что, несмотря на некоторое снижение коррозионной стойкости УМЗ стали, ее характеристики по-прежнему соответствуют всем требованиям нормативной документации (например, ГОСТ 9.914—91) по стойкости против МКК.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Сагарадзе, В.В. Коррозионное растрескивание аустенитных и ферритоперлитных сталей / В.В. Сагарадзе, Ю.И. Филиппов, М.Ф. Матвиенко [и др.]. — Екатеринбург : Изд. УрО РАН, 2004. 228 с.
2. Сагарадзе, В.В. Упрочнение и свойства аустенитных сталей / В.В. Сагарадзе, А.И. Уваров. — Екатеринбург : Изд. ИФМ им. М.Н. Михеева РАН, 2013. 720 с.
3. Lo, K.H. Recent developments in stainless steels / Lo K.H., Shek C.H., Lai J.K.L. // Mater. Sci. Eng. R. 2009. V.65. Is.4—6. P.39—104.
4. Jeong, S.W. Comparative study of hardening mechanisms during aging of a 304 stainless steel containing α' -martensite / Jeong S.W., Kang U.G., Choi J.Y., Nam W.J. // J. Mater. Eng. Performance. 2012. V.21. Is.9. P.1937—1942.
5. Zergani, A. Evolutions of mechanical properties of AISI 304L stainless steel under shear loading / A. Zergani, H. Mirzadeh, R. Mahmudi // Mater. Sci. Eng. A. 2020. V.791. Art.139667.
6. Mola, J. Dynamic strain aging mechanisms in a metastable austenitic stainless steel / Mola J., Luan G., Huang Q. [et al.] // Acta Materialia. 2021. V.212. Art.116888.
7. Hsieh, C.-C. Dispersion strengthening behavior of σ phase in 304 modified stainless steels during 1073 K hot rolling / Hsieh C.-C., Lin D.-Y., Wu W. // Metals Mater. Intern. 2007. V.13. Is.5. P.359—363.
8. Hsieh, C.-C. Precipitation behavior of σ phase in 19Cr-9Ni-2Mn and 18Cr-0,75Si stainless steels hot-rolled at 800 °C with various reduction ratios / Hsieh C.-C., Lin D.-Y., Wu W. // Mater. Sci. Eng. A. 2007. V.467. Is.1—2. P.181—189.
9. Zhou, Q. An insight into oversaturated deformation-induced sigma precipitation in Super304H austenitic stainless steel / Zhou Q., Liu J., Gao Y. // Mater. Design. 2019. V.181. Art.108056.
10. Bai, G. Intergranular corrosion behavior associated with delta-ferrite transformation of Ti-modified Super304H austenitic stainless steel / Bai G., Lu S., Li Y. // Corrosion Sci. 2015. V.90. P.347—358.
11. Arganis-Juárez, C.R. Sensitization of an austenitic stainless steel due to the occurrence of δ -ferrite / C.R. Arganis-Juárez, A. Vázquez, N.F. Garza-Montes-de-Oca, R. Colás // Corrosion Rev. 2019. V.37. Is.2. P.179—186.
12. Shi, H. Hot salt corrosion of additively manufactured stainless steel 316L and Inconel 718 in $\text{MgCl}_2/\text{KCl}/\text{NaCl}$ chloride salt at 700 °C / Shi H., Wu T., Gong Q. [et al.] // Corrosion Sci. 2022. V.207. Art.110561.
13. Wang, J. Effect of δ -ferrite on the stress corrosion cracking behavior of 321 stainless steel / Wang J., Su H., Chen K. [et al.] // Corrosion Sci. 2019. V.158. Art.108079.
14. Wang, Q. Role of δ -ferrite in fatigue crack growth of AISI 316 austenitic stainless steel / Wang Q., Chen S., Lu X. [et al.] // J. Mater. Sci. Technol. 2022. V.114. P.7—15.
15. Warren, A.D. The role of ferrite in type 316H austenitic stainless steels on the susceptibility to creep cavitation / A.D. Warren, I.J. Griffiths, R.L. Harniman [et al.] // Mater. Sci. Eng. A. 2015. V.635. P.59—69.
16. Järvenpää, A. Processing and properties of reversion-treated austenitic stainless steels / A. Järvenpää, M. Jaskari, A. Kisko, P. Karjalainen // Metals. 2020. V.10. Is.2. P.281.
17. Tikhonova, M. Microstructure and mechanical properties of austenitic stainless steels after dynamic and post-dynamic recrystallization treatment / M. Tikhonova, R. Kaibyshev, A. Belyakov // Advanced Eng. Mater. 2018. V.20. Is.7. Art.1700960.
18. Panov, D.O. Excellent strength-toughness synergy in metastable austenitic stainless steel due to gradient structure formation / D.O. Panov, R.S. Chernichenko, S.V. Naumov [et al.] // Mater. Letters. 2021. V.303. Art.130585.
19. Panov, D. Mechanisms on the reverse martensite-to-austenite transformation in metastable austenitic stainless steel / D. Panov, E. Kudryavtsev, R. Chernichenko [et al.] // Metals. 2021. V.11. Is.4. P.599.
20. Sohrabi, M.J. Deformation-induced martensite in austenitic stainless steels : A review / M.J. Sohrabi, M. Naghizadeh, H. Mirzadeh // Archives of Civil and Mechanical Eng. 2020. V.20. Is.3. P.124.
21. Shen, Y.F. Twinning and martensite in a 304 austenitic stainless steel / Y.F. Shen, X.X. Li, X. Sun [et al.] // Mater. Sci. Eng. A. 2012. V.552. P.514—522.
22. Talonen, J. Formation of shear bands and strain-induced martensite during plastic deformation of metastable austenitic stainless steels / J. Talonen, H. Hänninen // Acta Materialia. 2007. V.55. Is.18. P.6108—6118.
23. Gupta, R.K. The influence of nanocrystalline structure and processing route on corrosion of stainless steel : A review / R.K. Gupta, N. Birbilis // Corrosion Sci. 2015. V.92. P.1—15.
24. Shit, G. The effect of severe plastic deformation on the corrosion resistance of AISI type 304L stainless steel / G. Shit, S. Ningshen // J. Mater. Eng. Perform. 2020. V.29. Is.9. P.5696—5709.
25. He, Q. Gradient microstructure design in stainless steel : A strategy for uniting strength-ductility synergy and corrosion resistance / He Q., Wei W., Wang M.-S. [et al.] // Nanomaterials. 2021. V.11. Is.9. Art.2356.
26. Chen, X. Emergence of micro-galvanic corrosion in plastically deformed austenitic stainless steels / Chen X., Gussev M., Balonis M. [et al.] // Mater. Design. 2021. V.203. Art.109614.
27. Yanushkevich, Z. Hall-Petch relationship for austenitic stainless steels processed by large strain warm rolling / Z. Yanushkevich, S.V. Dobatkin, A. Belyakov, R. Kaibyshev // Acta Materialia. 2017. V.136. P.39—48.
28. Du, C. A 2.9 GPa strength nano-gradient and nano-precipitated 304L-type austenitic stainless steel / Du C., Liu G., Sun B. [et al.] // Materials. 2020. V.13. Is.23. Art.5382.
29. Misra, R.D.K. Microstructure and deformation behavior of phase-reversion-induced nanogained/ultrafine-grained austenitic stainless steel / R.D.K. Misra, S. Nayak, S.A. Mali [et al.] // Met. Mater. Trans. A. 2009. V.40. P.2498—2509.

30. *Amininejad, A.* Improvement of strength-ductility balance of SAE 304 stainless steel by asymmetric cross rolling / A. Amininejad, R. Jamaati, S.J. Hosseini-pour // *Mater. Chem. Phys.* 2020. V.256. Art.123668.
31. *Li, J.* Superior strength and ductility of 316L stainless steel with heterogeneous lamella structure / Li J., Cao Y., Gao B. [et al.] // *J. Mater. Sci.* 2018. V.53. Is.14. P.10442—10456.
32. *Shirdel, M.* Enhanced mechanical properties of microalloyed austenitic stainless steel produced by martensite treatment / M. Shirdel, H. Mirzadeh, M.H. Parsa // *Advanced Eng. Mater.* 2015. V.17. Is.8. P.1226—1233.
33. *Misra, R.D.K.* Relationship of grain size and deformation mechanism to the fracture behavior in high strength — high ductility nanostructured austenitic stainless steel / R.D.K. Misra, X.L. Wan, V.S.A. Challa [et al.] // *Mater. Sci. Eng. A.* 2015. V.626. P.41—50.
34. *Rybal'chenko, O.V.* Strength of ultrafine-grained corrosion-resistance steels after severe plastic deformation / O.V. Rybal'chenko, S.V. Dobatkin, L.M. Kaputkina [et al.] // *Mater. Sci. Eng. A.* 2004. V.387—389. Is.1—2. P.244—248.
35. *Добаткин, С.В.* Формирование субмикроструктурной структуры в аустенитной стали 08X18H10T при РКУ прессовании и нагреве / С.В. Добаткин, О.В. Рыбальченко, Г.И. Рааб // *Металлы.* 2006. №1. С.48—54.
36. *Dobatkin, S.V.* Structure formation, phase transformations and properties in Cr-Ni austenitic steel after equal-channel angular pressing and heating / S.V. Dobatkin, O.V. Rybal'chenko, G.I. Raab // *Mater. Sci. Eng. A.* 2007. V.463. Is.1—2. P.41—45.
37. *Добаткин, С.В.* Структура и усталостная прочность стали 08X18H10T после равноканального углового прессования и нагрева / С.В. Добаткин, В.Ф. Терентьев, В. Скродки [и др.] // *Металлы.* 2012. №6. С.45—56.
38. *Косицына, И.И.* Формирование высокопрочного и высокопластичного состояния в метастабильных аустенитных сталях методом равноканально-углового прессования / И.И. Косицына, В.В. Сагарадзе, В.И. Копылов // *ФММ.* 1999. Т.88. №5. С.84—89.
39. *Segal, V.* Equal-channel angular extrusion (ECAE) : From a laboratory curiosity to an industrial technology / V. Segal // *Metals.* 2020. V.10. Is.2. P.244.
40. *Segal, V.* Review : Modes and processes of severe plastic deformation / V. Segal // *Materials.* 2018. V.11. Is.7. P.1175.
41. *Segal, V.M.* Fundamentals and engineering of severe plastic deformation / V.M. Segal, I.J. Beyerlein, C.N. Tome, V.N. Chuvil'deev, V.I. Kopylov. — N.Y. : Nova Science Publ., 2010. 542 p.
42. *Huang, C.X.* Mechanical behaviors of ultrafine-grained 301 austenitic stainless steel produced by equal-channel angular pressing / Huang C.X., Yang G., Wang C. [et al.] // *Met. Mater. Trans. A.* 2011. V.42. Is.7. P.2061—2071.
43. *Tirekar, S.* Towards engineering of mechanical properties through stabilization of austenite in ultrafine grained martensite-austenite dual phase steel processed by accumulative roll bonding / S. Tirekar, H.R. Jafarian, A.R. Eivani // *Mater. Sci. Eng. A.* 2017. V.684. P.120—126.
44. *Liu, M.* Achieving excellent mechanical properties in type 316 stainless steel by tailoring grain size in homogeneously recovered of recrystallized nanostructures / Liu M., Gong W., Zheng R. [et al.] // *Acta Materialia.* 2022. V.226. Art.117629.
45. *Miyamoto, H.* Corrosion of ultrafine grained materials by severe plastic deformation, an overview / H. Miyamoto // *Mater. Trans.* 2016. V.57. Is.5. P.559—572.
46. *Ura-Bińczyk, E.* Effect of grain refinement on the corrosion resistance of 316L stainless steel / E. Ura-Bińczyk // *Materials.* 2021. V.14. Is.24. Art.7517.
47. *Krawczynska, A.T.* Mechanical properties and corrosion resistance of ultrafine grained austenitic stainless steel processed by hydrostatic extrusion / A.T. Krawczynska, W. Chrominski, E. Ura-Bińczyk [et al.] // *Mater. Design.* 2017. V.136. P.34—44.
48. *Krawczynska, A.T.* Intergranular corrosion resistance of nanostructured austenitic stainless steel / A.T. Krawczynska, M. Gloc, K. Lublinska // *J. Mater. Sci.* 2013. V.48. Is.13. P.4517—4523.
49. *Pisarek, M.* Effect of hydrostatic extrusion on the corrosion resistance of type 316 stainless steel / M. Pisarek, P. Keedzierzawski, M. Janik-Czachor, K.J. Kurzydowski // *Corrosion.* 2008. V.64. Is.2. P.131—137.
50. *Chen, X.* Emergence of micro-galvanic corrosion in plastically deformed austenitic stainless steel / X. Chen, M. Gussev, M. Balonis [et al.] // *Mater. Design.* 2021. V.203. Art.109614.
51. *Pisarek, M.* Effect of hydrostatic extrusion on passivity breakdown on 303 austenitic stainless steel in chloride solution / M. Pisarek, P. Kedzierzawski, M. Janik-Czachor, K.J. Kurzydowski // *J. Solid State Electrochemistry.* 2009. V.13. Is.2. P.283—291.
52. *Jinlong, L.* The effect of grain refinement and deformation on corrosion resistance of passive film formed on the surface of 304 stainless steel / L. Jinlong, L. Hongyun, L. Tongxiang, G. Wenli // *Mater. Res. Bull.* 2015. V.70. P.896—907.
53. *Hung, E.* Impact of nanostructuration on the corrosion resistance and hardness of irradiated 316 austenitic stainless steels / E. Hung, R. Prasath Babu, I. Monnet [et al.] // *Appl. Surf. Sci.* 2017. V.392. P.1026—1035.
54. *Wang, S.G.* Enhanced localized and uniform corrosion resistances of bulk nanocrystalline 304 stainless steel in high-concentration hydrochloric acid solutions at room temperature / Wang S.G., Sun M., Xu Y.H. [et al.] // *J. Mater. Sci. Technol.* 2018. V.34. Is.12. P.2498—2506.
55. *Tiamiyu, A.A.* Corrosion behavior of metastable AISI 321 austenitic stainless steel : Investigating the effect of grain size and prior plastic deformation on its degradation pattern in saline media / A.A. Tiamiyu, U. Eduok, J.A. Szpunar, A.G. Odeshi // *Sci. Rep.* 2019. V.9. Art.12116.
56. *Zhang, H.* Effect of grain ultra-refinement on corrosion behavior of ultra-high strength high nitrogen stainless steel / Zhang H., Xue P., Wu L.H. [et al.] // *Corrosion Sci.* 2020. V.174. Art.108847.
57. *Wang, S.G.* Synchronous optimization of strengths, ductility and corrosion resistances of bulk nanocrystalline 304 stainless steel / Wang S.G., Sun M., Liu S.Y. [et al.] // *J. Mater. Sci. Technol.* 2020. V.37. P.161—172.
58. *Lei, Y.B.* Enhanced mechanical properties and corrosion resistance of 316L stainless steel by pre-forming

- a gradient nanostructured surface layer and annealing / Lei Y.B., Wang Z.B., Zhang B. [et al.] // *Acta Materialia*. 2021. V.208. Art.116773.
59. *Mordyuk, B.N.* Effect of structure evolution induced by ultrasonic peening on the corrosion behavior of AISI-321 stainless steel / B.N. Mordyuk, G.I. Prokopenko, M.A. Vasylyev, M.O. Iefimov // *Mater. Sci. Eng. A*. 2007. V.458. Is.1—2. P.253—261.
 60. *Tiamiyu, A.A.* Effect of prior plastic deformation and deformation rate on the corrosion resistance of AISI 321 austenitic stainless steel / A.A. Tiamiyu, U. Eduok, A.G. Odeshi, J.A. Szpunar // *Mater. Sci. Eng. A*. 2019. V.745. P.1—9.
 61. *Бордыка, А.М.* Релаксация напряжений в металлах и сплавах / А.М. Бордыка, Л.Б. Гецов. — М. : Наука, 1978. 256 с.
 62. Микропластичность : сб. статей под ред. В.Н. Геминова, А.Г. Рахштадта / пер. с англ. Е.К. Захарова. — М. : Металлургия, 1972. 340 с.
 63. *Головин, С.А.* Микропластичность и усталость металлов / С.А. Головин, А. Пушкар. — М. : Металлургия, 1980. 240 с.
 64. *Luo, J.* Investigation of high-temperature stress relaxation behavior of Ti-6Al-4V sheet / Luo J., Xiong W., Li X., Chen J. // *Mater. Sci. Eng. A*. 2019. V.743. P.755—763.
 65. *Liu, P.* Relationship between constant-load creep, decreasing-load creep and stress relaxation of titanium alloy / Liu P., Zong Y., Shan D., Guo B. // *Mater. Sci. Eng. A*. 2015. V.638. P.106—113.
 66. *Peng, H.-L.* Effect of grain size on high-temperature stress relaxation behavior of fine-grained TC4 titanium alloy / Peng H.-L., Li X.-F., Chen X. [et al.] // *Trans. Nonferrous Metals Soc. China*. 2020. V.30. Is.3. P.668—677.
 67. *Butt, M.Z.* On the strength and stress-relaxation response of fine-grained Cu-42,2at% Zn-0,6at% Pd alloy polycrystals / M.Z. Butt, M.S. Khiliji // *J. Alloys Compounds*. 2009. V.479. Is.1—2. P.252—256.
 68. *Suzuki, Y.* Effect of surface area of grain boundaries on stress relaxation behavior in pure copper over wide range of grain size / Y. Suzuki, K. Ueno, K. Murasawa [et al.] // *Mater. Sci. Eng. A*. 2020. V.794. Art.139585.
 69. *Butt, M.Z.* Loss a stress equivalence in the strain-rate sensitivity of flow stress in fine-grain polycrystalline copper / M.Z. Butt, M. Ashraf // *Phys. Status Solidi (a)*. 1999. V.173. Is.2. P.349—356.
 70. *Mohebbi, M.S.* Stress relaxation and flow behavior of ultrafine grained AA1050 / M.S. Mohebbi, A. Akbarzadeh, Y.-O. Yoon, S.-K. Kim // *Mechanics of Mater.* 2015. V.89. P.23—34.
 71. *Wang, Y.M.* Temperature-dependend strain rate sensitivity and activation volume of nanocrystalline Ni / Wang Y.M., Hamza A.V., Ma E. // *Acta Materialia*. 2006. V.54. Is.10. P.2715—2726.
 72. *Kapoor, R.* Deformation behavior of an ultrafine-grained Al-Mg alloy produced by equal-channel angular pressing / R. Kapoor, J.K. Chakravartty // *Acta Materialia*. 2007. V.55. Is.16. P.5408—5418.
 73. *Ko, Y.G.* Load relaxation behavior of ultra-fine grained Ti-6Al-4V alloy / Ko Y.G., Kim J.H., Lee C.S. [et al.] // *Mater. Sci. Forum*. 2005. V.475—479. P.2955—2960.
 74. *Goyal, A.* Grain boundary sliding and strain rate sensitivity of coarse and fine/ultrafine grained 5082 aluminum alloys / A. Goyal, V. Doquet, A. Pouya // *Met. Mater. Trans. A*. 2020. V.51. Is.3. P.1109—1122.
 75. *Чувильдеев, В.Н.* Влияние процессов возврата и рекристаллизации на параметры соотношения Холла—Петча в субмикроструктурных металлах. I. Экспериментальные исследования / В.Н. Чувильдеев, А.В. Нохрин, М.М. Мышляев [и др.] // *Металлы*. 2018. №1. С.81—102. — (V.N. Chuvil'deev, A.V. Nokhrin, M.M. Myshlyayev [et al.] «Effect of Recovery and Recrystallization on the Hall—Petch Relation Parameters in Submicrocrystalline Metals: I. Experimental Studies». *Russian Metallurgy (Metally)*. 2018. №1. P.71—89.)
 76. *Чувильдеев, В.Н.* Неравновесные границы зерен в металлах. Теория и приложения / В.Н. Чувильдеев. — М. : Физматлит, 2004. 304 с.
 77. *Пиккеринг, Ф.Б.* Физическое металловедение и разработка сталей / Ф.Б. Пиккеринг. — М. : Металлургия, 1982. 182 с.
 78. *Гольдштейн, М.И.* Металлофизика высокопрочных сплавов / М.И. Гольдштейн, В.С. Литвинов, Б.М. Бронфин. — М. : Металлургия, 1986. 312 с.
 79. *Чувильдеев, В.Н.* Влияние процессов возврата и рекристаллизации на параметры соотношения Холла—Петча в субмикроструктурных металлах. II. Модель расчета параметров соотношения Холла—Петча / В.Н. Чувильдеев, А.В. Нохрин, М.М. Мышляев [и др.] // *Металлы*. 2018. №3. С.73—87. — (V.N. Chuvil'deev, A.V. Nokhrin, M.M. Myshlyayev [et al.] «Effect of Recovery and Recrystallization on the Hall—Petch Relation Parameters in Submicrocrystalline Metals: II. Model for Calculating the Hall—Petch Relation Parameters». *Russian Metallurgy (Metally)*. 2018. №5. P.487—499.)
 80. *Чувильдеев, В.Н.* Влияние процессов возврата и рекристаллизации на параметры соотношения Холла—Петча в субмикроструктурных металлах. III. Модель влияния процессов возврата и рекристаллизации на параметры соотношения Холла—Петча / В.Н. Чувильдеев, А.В. Нохрин, М.М. Мышляев [и др.] // *Металлы*. 2018. №5. С.83—87. — (V.N. Chuvil'deev, A.V. Nokhrin, M.M. Myshlyayev [et al.] «Effect of Recovery and Recrystallization on the Hall—Petch Relation Parameters in Submicrocrystalline Metals: III. Model for the Effect of Recovery and Recrystallization on the Hall—Petch Relation Parameters». *Russian Metallurgy (Metally)*. 2018. №9. P.867—879.)
 81. *Фрост, Г.Дж.* Карты механизмов деформации / Г.Дж. Фрост, М.Ф. Эшби. — Челябинск : Металлургия, 1989. 328 с.
 82. *Кузнецов, А.Р.* Исследование деформационно-стимулированной сегрегации в сплаве Fe-Cr-Ni / А.Р. Кузнецов, С.А. Стариков, В.В. Сагарадзе [и др.] // *ФММ*. 2004. Т.98. №3. С.65—71.
 83. *Дерягин, А.И.* Низкотемпературное механоиндуцированное атомное расслоение в хромоникелевых сталях / А.И. Дерягин, В.А. Завалишин, В.В. Сагарадзе, А.Р. Кузнецов // *ФММ*. 2000. Т.89. №6. С.82—93.