

УДК 620.18:620.17:539.374:669.14.018.8

**ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТИ, РЕЛАКСАЦИОННОЙ
И КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ
УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 08X18H10T,
ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ.
III. ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ
ТЕМПЕРАТУРАХ^{1,2}**

©2023 г. **В.И. Копылов, В.Н. Чувильдеев, М.Ю. Грязнов, С.В. Шотин, А.В. Нохрин,
К.В. Лихницкий, М.К. Чегуров, О.Э. Пирожникова**

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

Поступила в редакцию 27 декабря 2022 г.

После доработки 28 июля 2023 г. принята к публикации 14 августа 2023 г.

Исследовано деформационное поведение при повышенных температурах (450—900 °С) ультрамелкозернистой (УМЗ) стали 08X18H10T. Максимальное удлинение до разрушения (~250%) наблюдается при температуре 750 °С. Показано, что процесс деформации УМЗ стали при повышенных температурах контролируется интенсивностью одновременно протекающих процессов зернограничного проскальзывания и степенной ползучести. Вклад каждого из механизмов зависит от скорости роста зерен в условиях сверхпластичности, влияющей на скорость накопления дефектов на мигрирующих границах зерен. Разрушение УМЗ сталей имеет кавитационный характер — на изломах и поверхности образцов после высокотемпературных испытаний наблюдаются крупные вытянутые поры, образующиеся на неметаллических включениях, а также субмикронные поры, образующиеся на частицах σ -фазы.

Ключевые слова: аустенитная сталь; мелкозернистая микроструктура; пластичность; сверхпластичность.

Крупнозернистые (КЗ) коррозионно-стойкие аустенитные стали активно применяются в нефтехимической промышленности, ядерной энергетике и машиностроении. Изделия из аустенитных сталей имеют высокую коррозионную стойкость при комнатной и повышенной температурах, что позволяет их эксплуатировать в условиях длительного воздействия коррозионно-агрессивных сред. В большинстве случаев для производства изделий из КЗ метастабильных аустенитных сталей используется метод горячей деформации [1, 2]. В частности, из стали 08X18H10T методом горячей деформации изготавливают теплообменники, муфелы, трубы, детали запорной арматуры и другие изделия, работающие в условиях воздействия повышенных температур и коррозионно-агрессивных сред. Применение метода горячей деформации объясняется повышенной склонностью метастабильных аустенитных сталей к образованию мартенсита при использовании пониженных температур деформации [3—5], который отрицательно влияет на их коррозионную стойкость (см. часть II).

Пластичность КЗ сталей даже при повышенных температурах мала и относительное удлинение до разрушения при испытаниях на растяжение редко превышает 50—100% [3], но формирование ультрамелкозернистой (УМЗ) микроструктуры или реализация эффекта динамической рекристаллизации [6]

¹Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №22-19-00238). Исследование микроструктуры сталей методом ПЭМ выполнено на оборудовании ЦКП «Материаловедение и металлургия» НИТУ «МИСИС» при финансовой поддержке Минобрнауки России (проект №075-15-2021-696).

²См. части I и II / *Металлы*. 2023. №4. С.60—75 и №5. С.44—59.

позволяет повысить пластичность сталей при высоких температурах и малых скоростях деформации (см., например, [7—10]). Ранее было показано, что УМЗ материалы могут демонстрировать очень высокие характеристики пластичности при высоких скоростях деформации и пониженных температурах [11—13]. Для практических целей это очень интересный результат, который позволяет оптимизировать температурно-скоростные режимы горячей деформации стальных изделий сложной формы. Снижение температуры и уменьшение времени деформации при одновременном повышении пластичности позволяют снизить расходы на электроэнергию, минимизировать выход из строя штамповой оснастки при горячей штамповке, изготавливать изделия сложной формы с минимальным браком, уменьшить степень окисления стали и др. Таким образом, реализация эффекта сверхпластической деформации в УМЗ сталях представляет большой практический интерес.

В настоящее время основное внимание уделяется проблеме горячей деформации мелкозернистых ферритных или двухфазных сталей (см. обзор [14]). В литературе имеется всего несколько исследований особенностей деформационного поведения мелкозернистых аустенитных сталей при повышенных температурах [15—20]. Важно также отметить, что основное внимание уделяется сверхпластичности сталей, УМЗ микроструктура в которых сформирована путем обратного превращения мартенсита в аустенит при нагреве [15—18, 20].

В работе [15] описана низкотемпературная сверхпластичность стали 304, УМЗ микроструктура в которой сформирована холодной прокаткой до степени деформации 93% с последующим отжигом при 650—700 °С. Варьированием температуры и длительности отжига изменяли средний размер зерна аустенита от 0,15 до 0,3 мкм и содержание α' -мартенсита от 3,6 до 8,3%. После отжига при 700 °С, 5 мин сталь имела полностью аустенитную УМЗ микроструктуру. Сверхпластическое поведение УМЗ стали 304 наблюдалось при температурах 600—650 °С и скоростях деформации $2,5 \cdot 10^{-4}$ — $1 \cdot 10^{-3}$ с⁻¹. При комнатной температуре на кривой растяжения $\sigma(\epsilon)$ имелась область пластической неустойчивости, характерная для деформации Людерса, а при температурах 600—650 °С

кривая $\sigma(\epsilon)$ имела вид, типичный для сверхпластического течения, с явно выраженной стадией устойчивого пластического течения. Для УМЗ стали 304 было достигнуто максимальное удлинение 268—296% при температуре деформации 600 °С и скорости деформации $2,5 \cdot 10^{-4}$ с⁻¹. Отметим, что максимальная пластичность наблюдалась в образцах, которые содержали остаточный α' -мартенсит; образцы с полностью УМЗ аустенитной микроструктурой демонстрировали более низкую пластичность. Кривая $\sigma(\epsilon)$ для УМЗ стали 304 с максимальной пластичностью демонстрировала прерывистое течение, которое, по мнению авторов [15], было связано с эффектом Портевена—Ле Шателье и динамическим старением стали. Поскольку зерна аустенита после испытаний оставались бездефектными и равноосными, авторами работы [15] был сделан вывод, что основным механизмом сверхпластичности УМЗ стали 304 является зернограничное проскальзывание (ЗГП), которое происходило одновременно с дислокационным скольжением в кристаллической решетке аустенита. Коэффициент скоростной чувствительности составил 0,22—0,36. Важно также отметить, что при сверхпластичности УМЗ стали 304 наблюдалось образование протяженных пор размером в несколько микрометров. По мнению авторов [15] это в соответствии с данными [21] могло быть связано с ЗГП. Аналогичный эффект обнаружен при низкотемпературной сверхпластичности УМЗ ферритных и двухфазных сталей [22—24].

В работе [15] было также отмечено, что микроструктура УМЗ аустенита при испытаниях на сверхпластичность при 600—650 °С оставалась стабильной; средний размер зерна аустенита был близок к 1 мкм. Авторы работ [15, 17] предположили, что из-за высокой доли остаточного мартенсита эффективно подавляется деформационно-стимулированный рост зерен аустенита при сверхпластичности УМЗ стали. Отметим работу [17], в которой показано, что удлинение до разрушения УМЗ стали 18Cr-9Ni сильно зависит от содержания α' -мартенсита. Максимальная пластичность УМЗ стали 18Cr-9Ni была достигнута при содержании α' -мартенсита ~10%: удлинение до разрушения составило 270% при 650 °С и скорости деформации 10^{-3} с⁻¹. Дальнейшее увеличение содержания α' -мартенсита от 15 до ~30% не при-

водило к снижению пластичности УМЗ стали 18Cr-9Ni при температуре 650 °С. Полученный в работе [17] результат свидетельствует, по мнению авторов, о необходимости реализации обратной трансформации мартенсита в аустенит для обеспечения высоких сверхпластических свойств УМЗ аустенитных сталей

В работе [16] проведен сравнительный анализ механизмов высокотемпературной (до 800 °С) деформации для КЗ и УМЗ стали 18Cr-8Ni. Ультрамелкозернистая микроструктура была сформирована путем холодной прокатки до степени деформации 60% с последующим отжигом при 850 °С в течение 5 мин, а КЗ сталь имела средний размер зерна аустенита 9 мкм. В микроструктуре УМЗ стали со средним размером зерна аустенита 1,5 мкм присутствовало некоторое количество крупных зерен аустенита размером до 10 мкм. Испытания проводились при 20, 200, 400, 600 и 800 °С при скорости деформации $5 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$. Максимальное удлинение до разрушения для КЗ стали 18Cr-8Ni составило 113% при 800 °С, для УМЗ стали максимальное удлинение до разрушения при 800 °С — 118%. В интервале температур деформации 25—400 °С пластичность УМЗ стали 18Cr-8Ni была ниже, чем пластичность КЗ стали, а при температурах деформации 600—800 °С она была близка к пластичности КЗ стали или незначительно ее превышала. Кривая растяжения $\sigma(\epsilon)$ для УМЗ стали при 800 °С имела протяженную стадию устойчивого пластического течения, а кривые $\sigma(\epsilon)$ при 25—600 °С характеризовались интенсивным деформационным упрочнением. Интересно отметить, что в образцах УМЗ стали 18Cr-8Ni при испытаниях на растяжение наблюдалось более высокое содержание мартенсита, в том числе мартенсит выявлен при температурах 200 и 400 °С [16]. О более интенсивном образовании мартенсита при деформации растяжением при комнатной температуре УМЗ стали 301LN также сообщалось в работе [25]. Наличие большого числа мелких рекристаллизованных зерен по границам зерен УМЗ стали 18Cr-8Ni после деформации при температуре 600 и 800 °С авторы [16] связывали с началом динамической рекристаллизации. Авторы [16] отмечали, что наличие вытянутых зерен указывает на то, что одним из механизмов высокотемпературной деформации УМЗ стали 18Cr-8Ni может

быть диффузионная ползучесть. Авторы работы [16] не обнаружили эффект прерывистого пластического течения образцов КЗ и УМЗ стали при комнатной и повышенной температурах.

В работе [18] сообщалось о достижении очень высоких характеристик пластичности для УМЗ стали 304. Отмечено, что УМЗ микроструктура с размером зерна аустенита ~0,2 мкм сформирована путем многоступенчатого отжига холоднодеформированной стали с мартенситной структурой. Содержание мартенсита в отожженных образцах было мало (<0,5%). При температуре 600 °С и скорости деформации менее $3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ удлинение до разрушения составило более 500%. При повышении скорости деформации до 10^{-2} с^{-1} пластичность УМЗ стали 304 снижалась до ~200%. Микроструктура стали оставалась стабильной, интенсивного роста зерен аустенита не наблюдалось. Величина коэффициента m уменьшалась от ~0,5 до 0,28—0,30 при увеличении скорости деформации от 10^{-3} до $1,8 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ при 600 °С. Авторы [18], ссылаясь на свои более ранние работы, также сообщили о возможности достижения в стали 304 удлинения до разрушения более 600% при скорости деформации $\sim 5,5 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ и температуре 600 °С. Кривые $\sigma(\epsilon)$ в работе [18] не приведены.

В работе [20] представлены весьма неожиданные результаты исследований деформационного поведения мелкозернистой стали 08X18H10T. Как известно, пластичность КЗ метастабильных аустенитных сталей не монотонно зависит от температуры нагрева [15, 26, 27]. По данным [20] для УМЗ стали 08X18H10T максимальное удлинение до разрушения ($\delta_{\max} = 43\%$) достигнуто при температуре 500 °С. Полученная величина оказывалась намного больше, чем пластичность КЗ стали при этой же температуре (~6%). Из других интересных результатов, описанных в работе [20], следует отметить отсутствие эффекта снижения пластичности в УМЗ стали 08X18H10T в интервале температур 400—500 °С.

Обобщение результатов краткого анализа показывает, что в настоящее время наблюдаются противоречия в вопросе о механизмах низкотемпературной сверхпластичности УМЗ сталей, а также в вопросе о влиянии разных факторов на характер деформации УМЗ аустенитных сталей в условиях сверхпластичности.

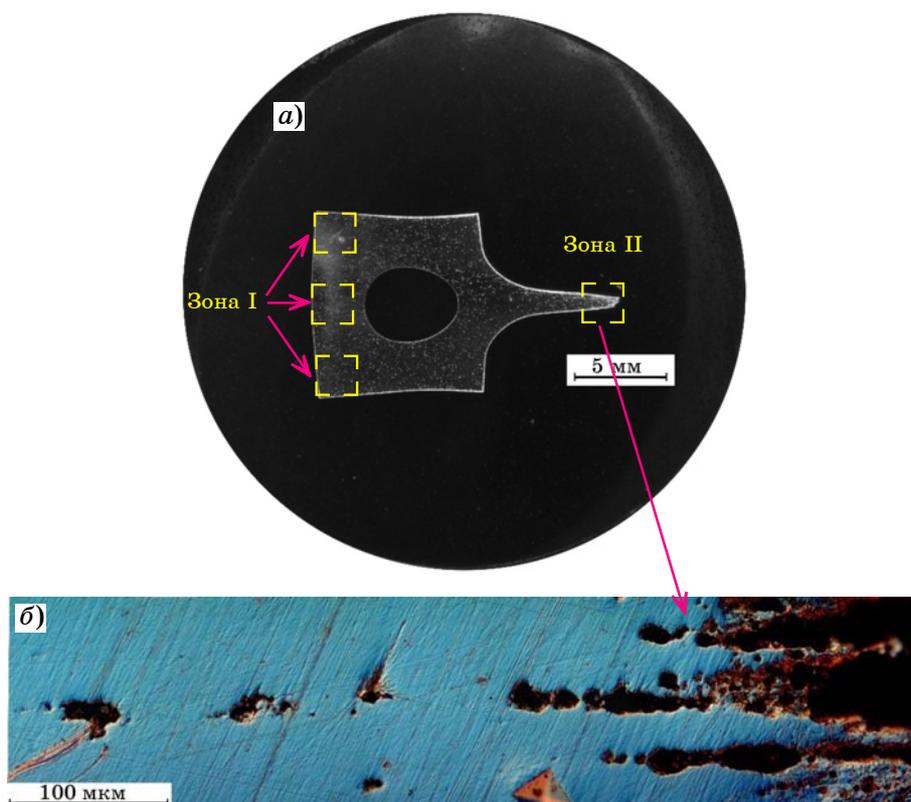
В настоящей работе представлены результаты исследований механизмов сверхпластической деформации УМЗ аустенитной стали 08X18H10T при температурах ниже 900 °С. Температура 900 °С соответствует температуре начала динамической рекристаллизации в аустенитных сталях при обычных скоростях деформации [6, 28]. Обзор литературы показывает, что механизмы горячей деформации УМЗ стали 08X18H10T в этом интервале температур остаются неисследованными.

Материалы и методики экспериментов. Объектом исследования служила метастабильная аустенитная сталь 08X18H10T. Формирование УМЗ структуры в данной стали проводилось методом равноканального углового прессования (РКУП) при температурах 150 и 450 °С и числе циклов прессования $N = 1—4$. Описание режимов изготовления образцов УМЗ стали приведено в части I.

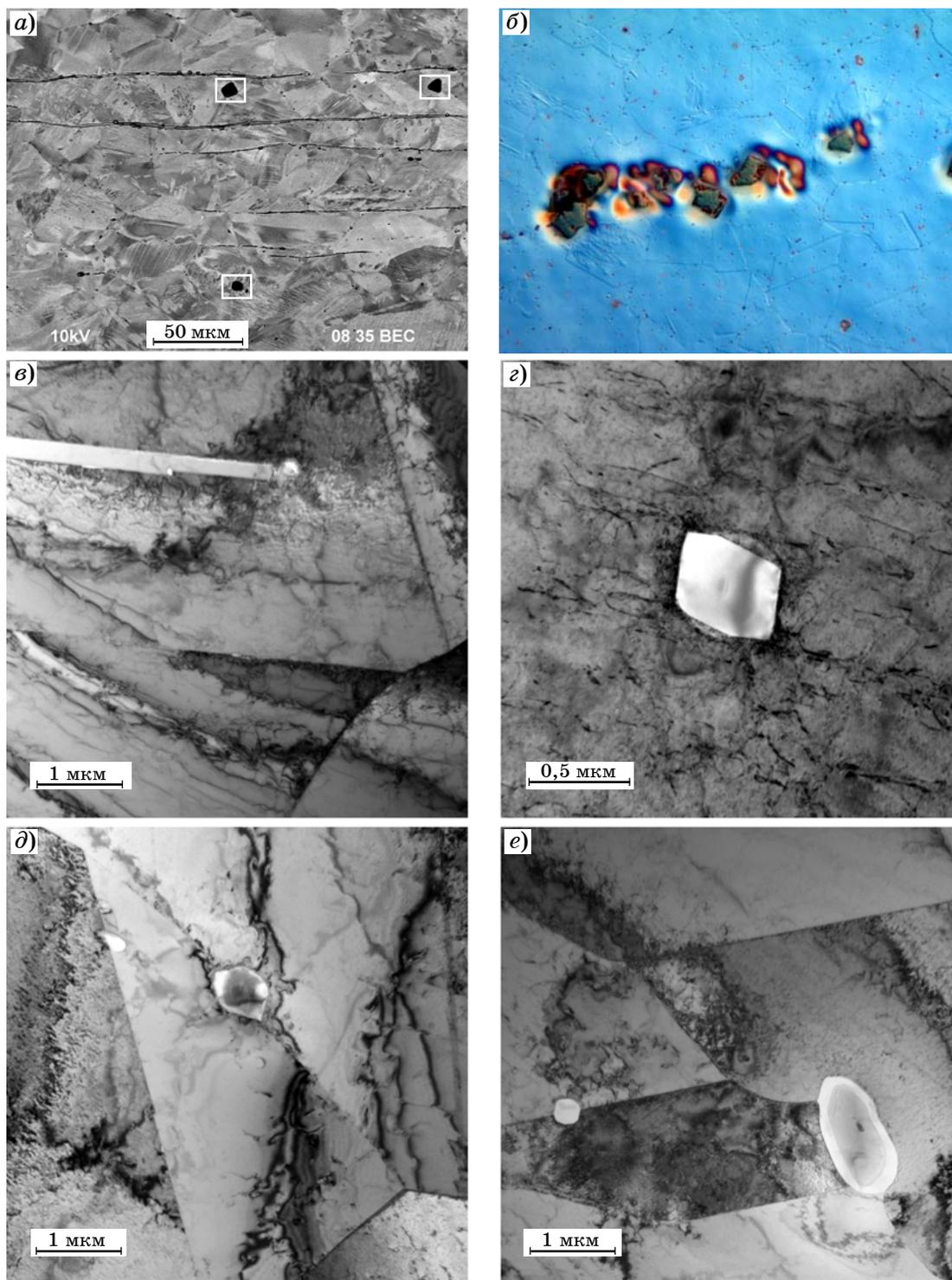
Микротвердость HV стали измерялась с помощью твердомера Duramin Struers-5. Для механических испытаний электроискровой

резкой изготавливались плоские образцы в форме двойной лопатки, размеры рабочей части которой составляли $2 \times 2 \times 3$ мм. Испытания на растяжение проводились с использованием машины Tinius Olsen H25K-S со скоростью деформации $3,3 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ (скорость растяжения 10^{-2} мм/с). Испытания проводились в диапазоне температур 450—900 °С. В процессе испытаний фиксировали зависимость напряжение (σ)—деформация (ε), по которой определяли величину предела прочности (σ_b) и удлинение до разрушения (δ).

Фрактографический анализ образцов после испытаний на растяжение проводили с помощью растрового электронного микроскопа (РЭМ) Jeol JSM-6490. Микроструктуру образцов после испытаний на растяжение исследовали с использованием металлографического микроскопа Leica IM DRM. Исследования микроструктуры и измерения микротвердости проводили в недеформированной области (фиг. 1, зона I), вблизи захватов и в области разрушения образца (зона II на фиг. 1).



Фиг. 1. Общий вид образца УМЗ стали (РКУП, $N = 3$, 150 °С) после испытания на растяжение при температуре 800 °С (а) и увеличенное изображение области разрушения (б). Штриховой линией на а отмечены области измерения микротвердости и исследования микроструктуры: зона I — недеформированная область; зона II — деформированная часть (область разрушения)



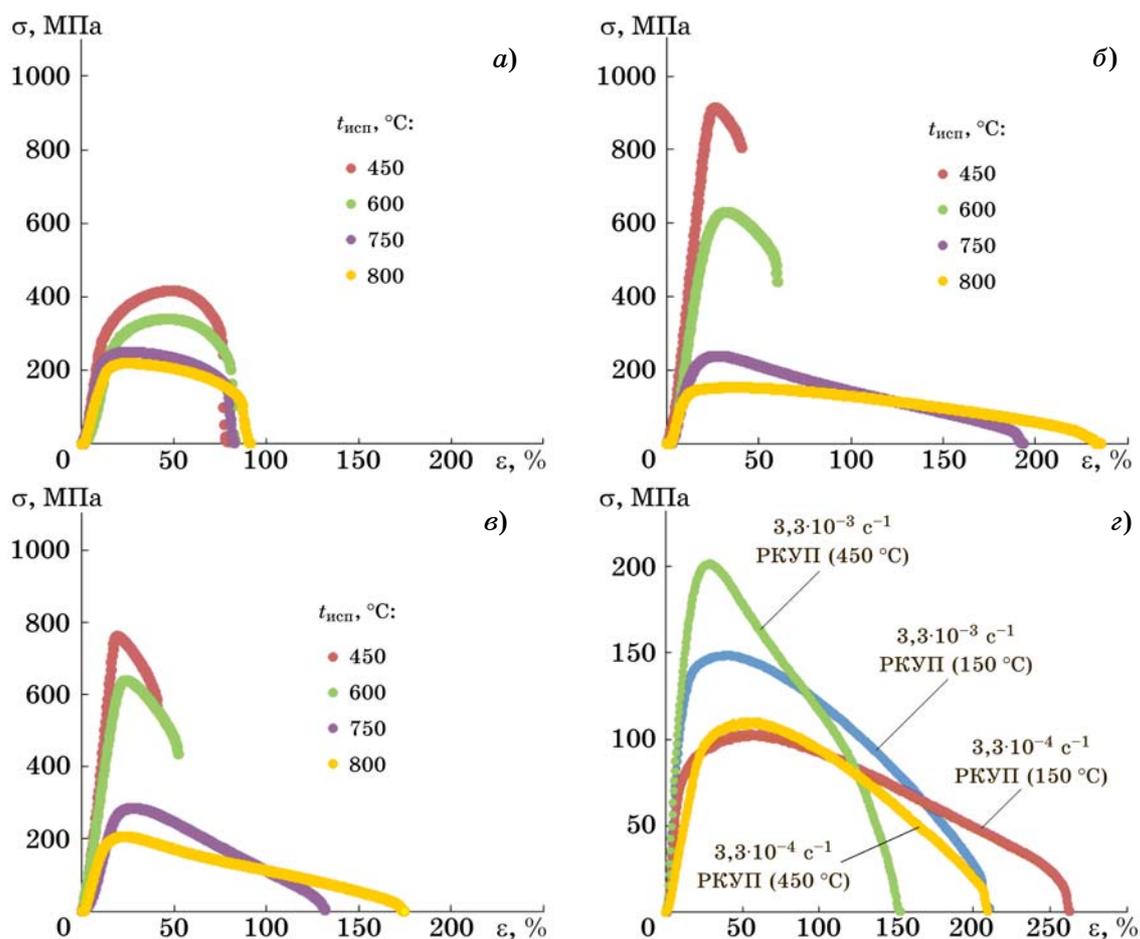
Фиг. 2. Микроструктура аустенита КЗ стали (а) и крупных неметаллических включений (б–е) в КЗ стали: б — строчечное расположение крупных неметаллических включений; в — частица TiN; г — частица Ti(C, N); д, е — частицы оксида кальция и сульфида кальция

Экспериментальные результаты. Микроструктура КЗ и УМЗ стали подробно описана в части I настоящей работы. Тем не менее еще раз отметим, что в микроструктуре образцов КЗ стали присутствуют длинные включения δ -феррита (фиг. 2, а). Ширина частиц δ -феррита составляет 3–5 мкм, а их

длина достигает ~0,5 мм. По результатам рентгенофазового анализа (РФА) объемная доля частиц δ -феррита составляет ~2% (см. часть I). В структуре стали наблюдаются неметаллические включения, из них некоторые в виде агломератов (фиг. 2, б). Неметаллические включения представлены в основном

Результаты механических испытаний на растяжение
(предел прочности σ_B , МПа, и относительное удлинение до разрушения δ , %) образцов стали 08X18H10T при разных температурах $t_{исп}$

$t_{исп}, ^\circ\text{C}$	КЗ сталь		$N = 2$		$N = 3$				$N = 4$			
			$t_{РКУП}=450 ^\circ\text{C}$		$t_{РКУП}=150 ^\circ\text{C}$		$t_{РКУП}=450 ^\circ\text{C}$		$t_{РКУП}=150 ^\circ\text{C}$		$t_{РКУП}=450 ^\circ\text{C}$	
	σ_B	δ	σ_B	δ	σ_B	δ	σ_B	δ	σ_B	δ	σ_B	δ
25	720	125	950	70	1100	40	950	65	1100	45	1020	60
450	420	65	800	40	870	35	720	20	920	22	760	30
600	350	65	650	50	600	50	600	48	630	45	640	45
750	250	70	—	—	120	250	290	105	240	185	290	120
800	220	75	250	110	150	200	200	150	152	220	205	160
900	—	—	—	—	—	—	98	190	—	—	—	—



Фиг. 3. Зависимости $\sigma(\epsilon)$ для сталей при повышенных температурах деформации: а — КЗ сталь; б — УМЗ сталь ($N = 4, 150 ^\circ\text{C}$), в — УМЗ сталь ($N = 4, 450 ^\circ\text{C}$); з — УМЗ сталь ($N = 3$, деформация с разными скоростями при температуре $800 ^\circ\text{C}$)

частицами TiN и Ti(C,N). На фиг. 2, *a* самые крупные отдельные частицы отмечены белыми линиями. После РКУП сталь имеет УМЗ микроструктуру. Средний размер зерна аустенита после четырех циклов РКУП при 150 и 450 °С составляет соответственно 0,3—0,4 и 0,5—0,7 мкм. Отметим, что даже после РКУП при температуре 450 °С сталь имеет двухфазную аустенитно-мартенситную микроструктуру (см. часть I).

В табл. 1 приведены значения предела прочности σ_b и удлинения до разрушения δ при разных температурах испытаний образцов КЗ и УМЗ стали 08X18N10T, полученной при температурах $t_{\text{РКУП}} = 150$ и 450 °С. На фиг. 3 представлены диаграммы деформации $\sigma(\epsilon)$ при испытаниях на растяжение при повышенных температурах.

Диаграммы растяжения $\sigma(\epsilon)$ для образцов КЗ стали имеют характерный вид для пластичных материалов (фиг. 3, *a*). Протяженность стадии локализованной пластической деформации намного меньше, чем протяженность стадии равномерной деформации. Кривые растяжения $\sigma(\epsilon)$ для образцов УМЗ сталей при температурах деформации 750 и 800 °С имеют вид, характерный для высокопластичных материалов — стадия незначительного деформационного упрочнения плавно переходит в длительную стадию устойчивого пластического течения (фиг. 3, *b*, *в*). Обобщение представленных в табл. 1 данных показывает, что повышение температуры деформации от 25 до 750 °С приводит к монотонному уменьшению σ_b от 720 до 250 МПа для КЗ стали и от 950—1100 до 240—290 МПа для УМЗ стали. На высоко-температурных кривых $\sigma(\epsilon)$ для КЗ и УМЗ сталей областей неустойчивого пластического течения не обнаружено.

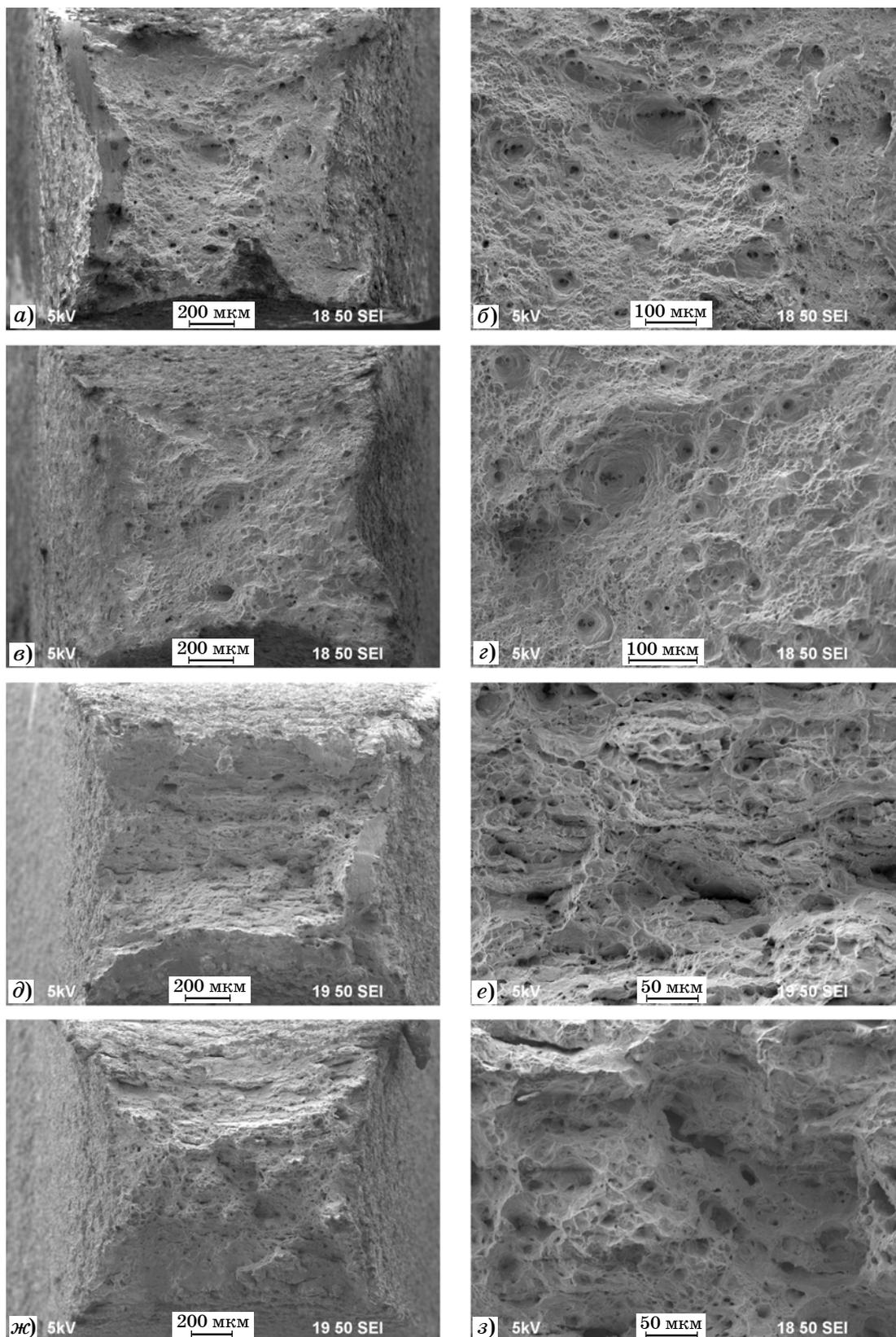
Отметим, что повышение температуры испытания приводит к немонотонному изменению относительного удлинения до разрушения УМЗ стали и это отличает ее от аналогичной зависимости для КЗ стали. Анализ представленных в табл. 1 данных показывает, что величина δ для КЗ стали монотонно уменьшается от 125 до 70% при повышении температуры деформации от 20 до 750 °С. При температуре испытания 800 °С пластичность КЗ стали незначительно увеличивается ($\delta \approx 90\%$). Как отмечалось в начале статьи, такой немонотонный (с миниму-

мом) характер зависимости $\delta(t)$ является типичным для КЗ аустенитных сталей.

Изломы образцов КЗ стали после испытаний на растяжение имеют вязкий характер (фиг. 4). Центральная волокнистая зона изломов образцов после испытаний при 450—600 °С представляет собой совокупность очень мелких ямок размером 5—10 мкм (фиг. 4, *a—z*). В волокнистой зоне присутствуют единичные глубокие поры, форма которых близка к сферической (см. фиг. 4, *b*, *z*). После испытаний при температурах 750—800 °С площадь радиальной зоны излома существенно увеличивается, а площадь зоны среза стремится к нулю. Размер и глубина ямок в волокнистой зоне излома КЗ стали после испытаний при 750—800 °С существенно увеличиваются, происходит слияние ямок в вытянутые пустоты длиной до 50 мкм. Важно отметить, что излом образцов КЗ стали остается вязким даже после испытаний на растяжение при 750—800 °С, хотя пластичность КЗ стали при этих температурах оказывается меньше, чем пластичность при комнатной температуре.

Характер зависимости $\delta(t)$ для УМЗ стали имеет более сложный характер: при повышении температуры испытания от 20 до 450 °С отмечается незначительное уменьшение δ (см. табл. 1); при дальнейшем повышении температуры деформации от 450 до 750—800 °С удлинение до разрушения УМЗ стали возрастает и в несколько раз превышает пластичность КЗ стали. Для образцов УМЗ стали, полученных при $N = 3$ и температуре $t_{\text{РКУП}} = 150$ °С, величина δ при температуре деформации 750 °С достигает 250%. Дальнейшее повышение температуры деформации вновь приводит к уменьшению величины δ образцов УМЗ стали.

Для определения величины коэффициента скоростной чувствительности напряжения течения m были проведены дополнительные исследования деформационного поведения образцов УМЗ сталей (РКУП, $N = 3, 4$) при скоростях деформации $3,3 \cdot 10^{-3}$ и $3,3 \cdot 10^{-4}$ с⁻¹. В качестве примера на фиг. 3, *z* представлены зависимости $\sigma(\epsilon)$ для образцов УМЗ стали (РКУП, $N = 3$), деформируемых при температуре 800 °С с разными скоростями деформации $\dot{\epsilon}$. Анализ кривых $\sigma(\epsilon)$ показывает, что уменьшение скорости деформации от $3,3 \cdot 10^{-3}$ до $3,3 \cdot 10^{-4}$ с⁻¹ приводит к снижению напря-



Фиг. 4. Фрактографические данные (РЭМ) для образцов КЗ стали после испытаний при $t_{исп}$, °C: а, б — 450; в, г — 600; д, е — 750; ж, з — 800

жения течения и увеличению удлинения до разрушения. В исследуемом интервале скоростей на кривых $\sigma(\epsilon)$ при 800 °С участков неустойчивой деформации Людерса не обнаружено. Величину коэффициента скоростной чувствительности m определяли по углу наклона зависимости $\sigma_b(\dot{\epsilon})$ в логарифмических координатах. Для УМЗ сталей, полученных методом РКУП при температурах 150 и 450 °С, величина коэффициента m составляет 0,16—0,18 и 0,26—0,29 соответственно.

Металлографические исследования образцов УМЗ сталей после испытаний на растяжение при повышенных температурах свидетельствуют об интенсивном образовании пор в области разрушения (см. фиг. 1, б). Видны крупные вытянутые поры в зоне разрушения образца УМЗ стали. Длина некоторых пор достигает 100—150 мкм. В зоне разрушения также присутствуют мелкие микропоры, равномерно распределенные по поверхности образца после испытаний на растяжение.

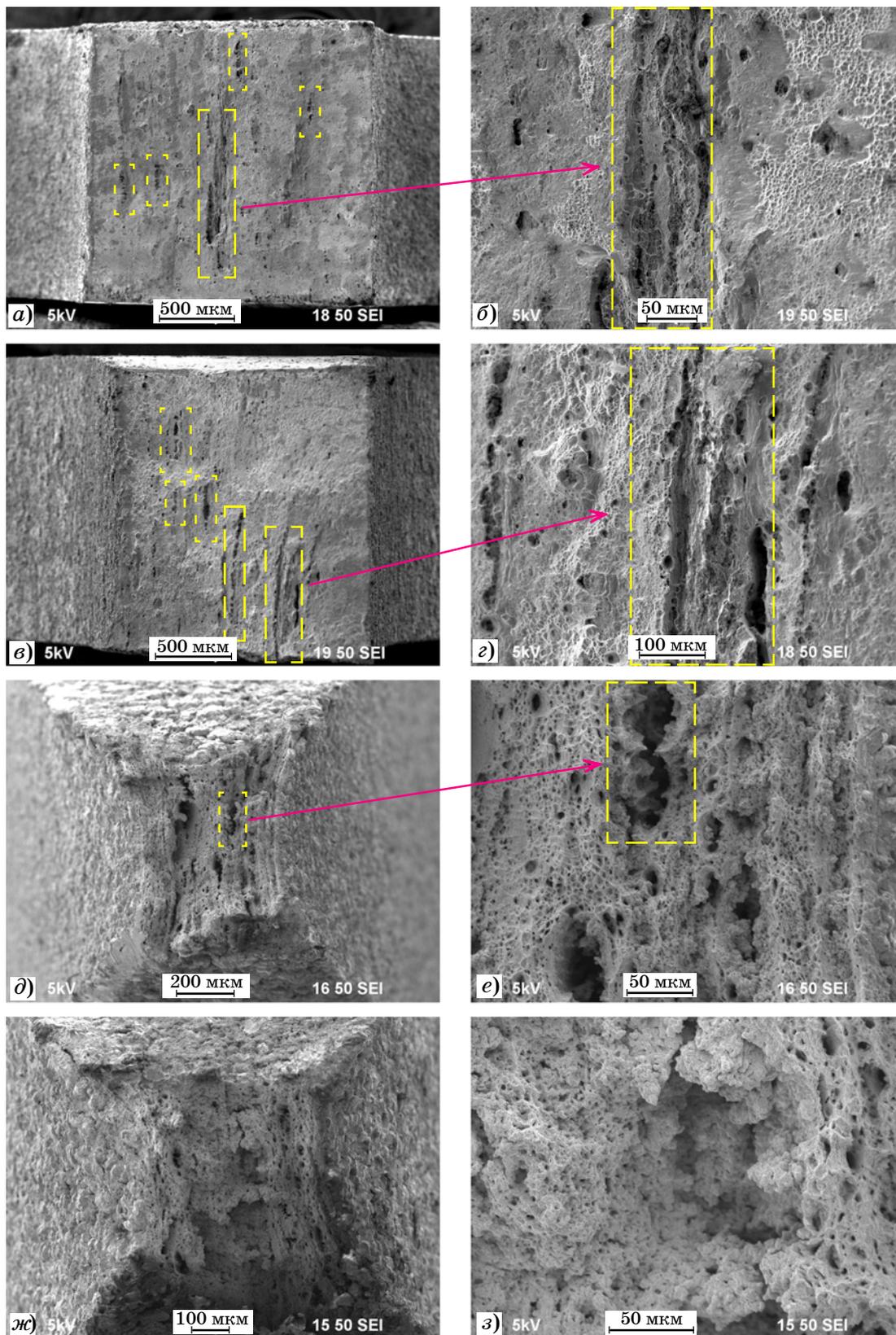
Фрактографический анализ образцов (фиг. 5, б) показывает, что с увеличением температуры испытания площади волокнистой и радиальной зон в изломе увеличиваются, а площадь зон среза уменьшается. При температуре испытания 600 °С площадь зоны среза не превышает 5—10% общей площади излома, а у УМЗ сталей ($t_{\text{РКУП}} = 450$ °С) зона среза отсутствует, что также свидетельствует о повышенной по сравнению с КЗ состоянием пластичности УМЗ материала.

Следует отметить, что характер изломов образцов УМЗ сталей, изготовленных РКУП при 150 °С (см. фиг. 5) и 450 °С (см. фиг. 6), различается. После испытаний на растяжение при низких температурах (450—600 °С) на поверхности изломов образцов УМЗ стали, изготовленных РКУП при $N = 4$ и температуре 150 °С, сохраняются протяженные пустоты длиной до 500 мкм (фиг. 5, а—г). Контуры наиболее крупных пустот для наглядности на фиг. 5 выделены штриховой линией. Аналогичные пустоты, являющиеся, вероятно, областями разрушения δ -феррита, наблюдаются в изломах КЗ стали и УМЗ стали после испытаний при комнатной температуре (см. часть I). С повышением температуры испытания площадь поперечного сечения образца уменьшается (см. фиг. 5, д, е) и вытянутые удлиненные пустоты трансформируются в равноосные поры (см. фиг. 5, ж, з).

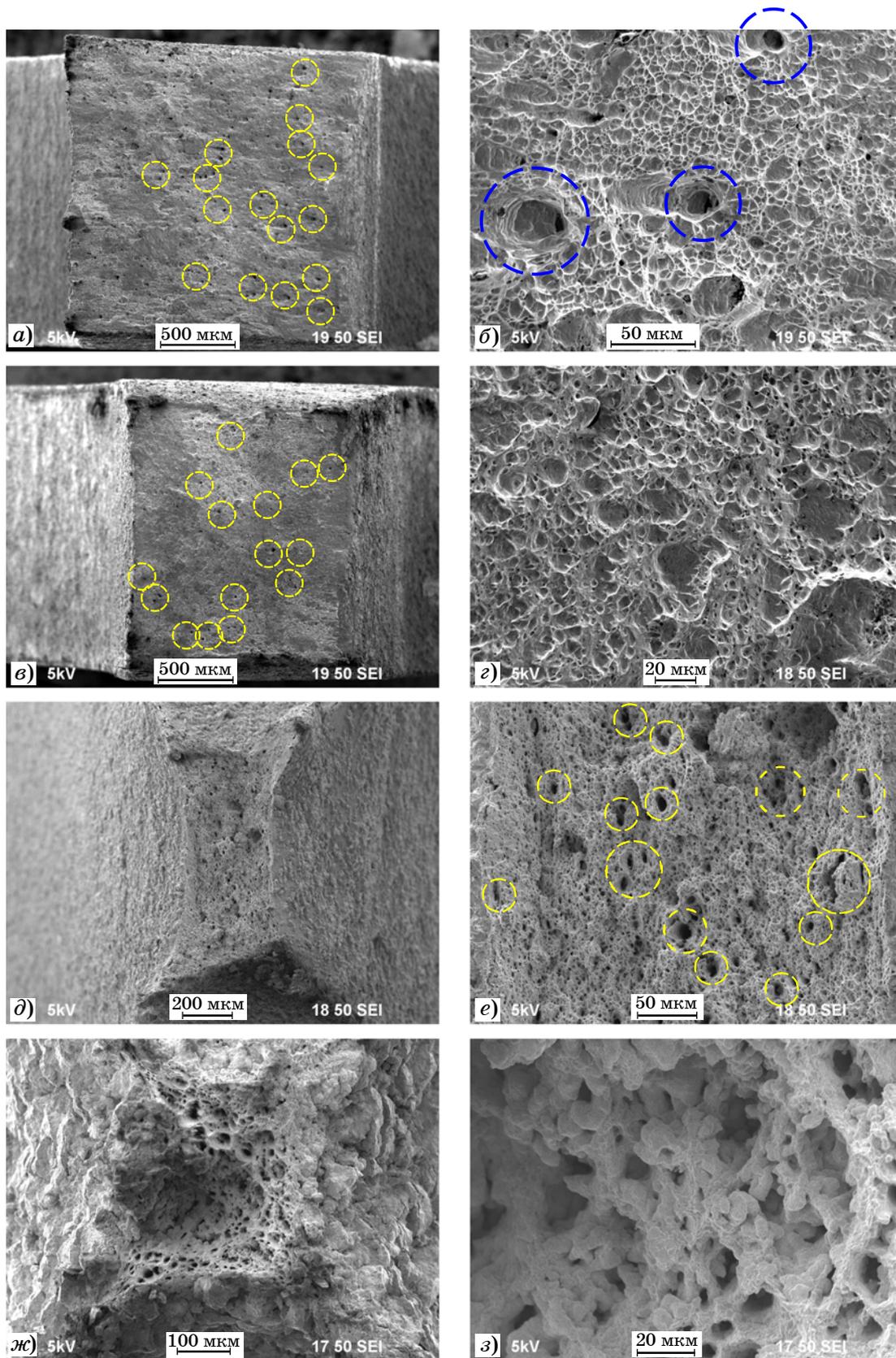
На фиг. 6 представлены результаты электронно-микроскопических исследований изломов образцов УМЗ стали, изготовленной РКУП при 450 °С. На поверхности изломов образцов данной УМЗ стали после испытаний на сверхпластичность при 450—600 °С присутствуют единичные крупные поры и мелкие ямки в центральной волокнистой зоне излома. Крупные поры на фиг. 6, а—в выделены штриховой линией. Наиболее крупные протяженные пустоты наблюдаются для образцов, мелкозернистая структура в которых была сформирована при одном и двух циклах РКУП при 450 °С, но отсутствуют в образцах после трех и четырех циклов РКУП при 450 °С. При повышении температуры испытания до 800 °С площадь радиальной зоны излома уменьшается, а волокнистая зона излома полностью состоит из ямок и пор разного размера (фиг. 6, д, е). Размер некоторых пор достигает 20 мкм (на фиг. 6, е наиболее крупные поры выделены штриховой линией). При дальнейшем повышении температуры растяжения до 900 °С площадь поперечного сечения образца существенно уменьшается (см. фиг. 6, ж), а излом имеет полностью вязкий характер и определяется совокупностью глубоких пор.

В недеформированной части образцов КЗ стали после испытаний на растяжение при повышенных температурах сохраняется однородная аустенитная микроструктура (фиг. 7, а). Средний размер зерна аустенита практически не зависит от температуры испытаний. На границах зерен аустенита при испытаниях на растяжение образуются субмикро- и микропоры (фиг. 7, б). В объеме недеформированных зерен аустенита видны крупные двойники. В деформированной части образцов КЗ сталей после испытаний на растяжение наблюдаются удлиненные зерна аустенита, окруженные равноосными зернами (фиг. 7, в, г). Эти вытянутые зерна аустенита сформировались, вероятно, в результате трансформации частиц α' -мартенсита.

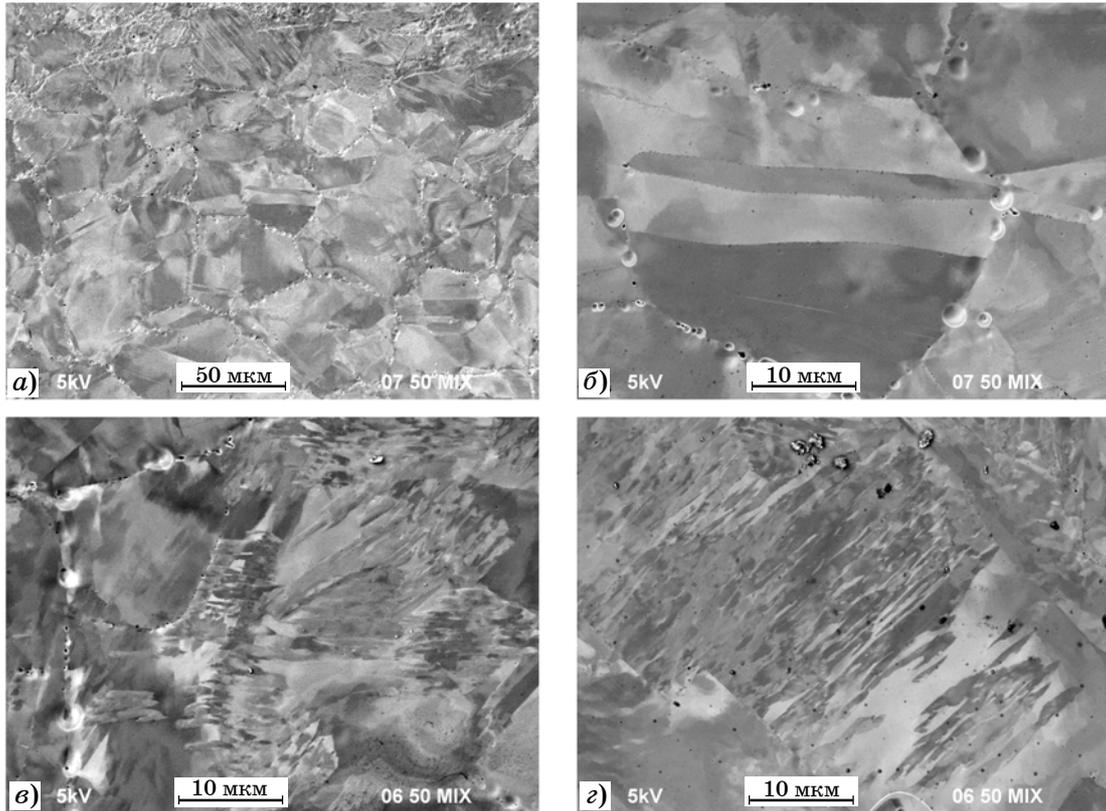
Эволюция микроструктуры УМЗ сталей при горячей деформации имеет более сложный характер. При пониженной температуре деформации (700—750 °С), близкой к температуре рекристаллизации, средний размер зерна в деформированной части образца оказывается несколько большим, чем средний размер зерна в недеформированной части (фиг. 8, а, б). При повышенных температу-



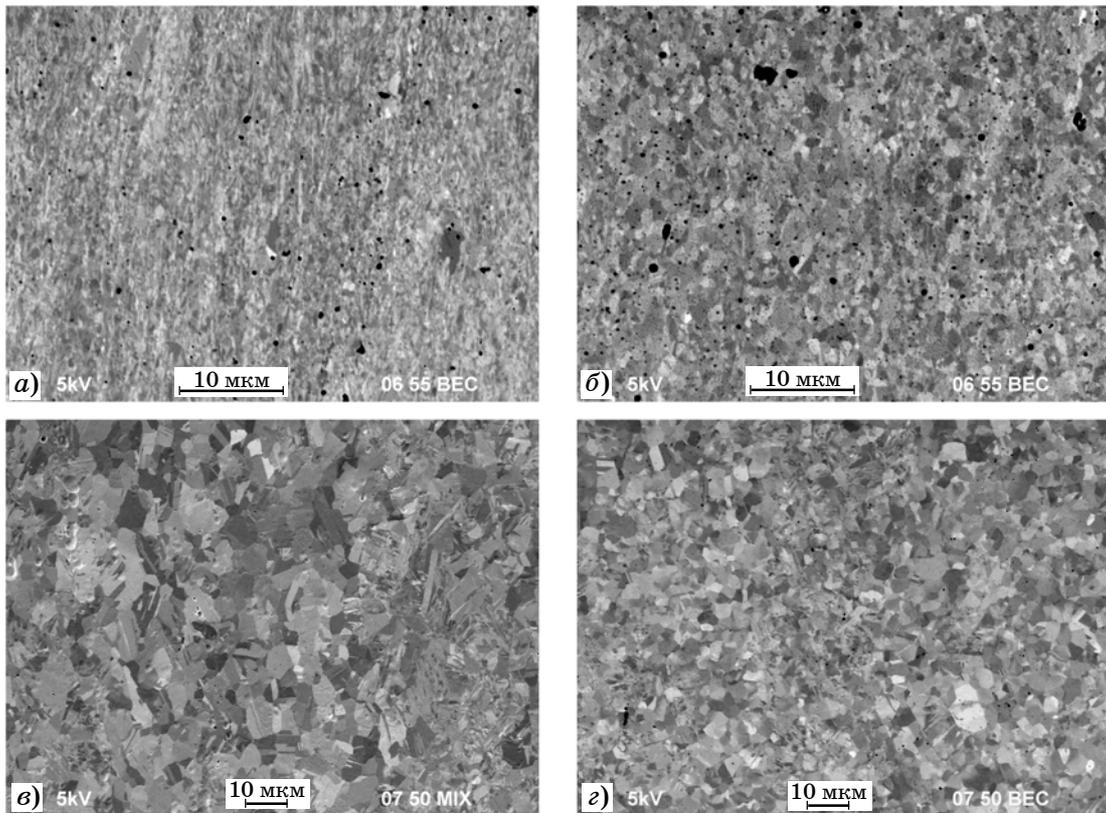
Фиг. 5. Фрактографические данные (РЭМ) для образцов УМЗ стали, изготовленных РКУП при $N = 4$ и температуре $150\text{ }^{\circ}\text{C}$, после испытаний при $t_{\text{исп.}}$, $^{\circ}\text{C}$: а, б — 450; в, г — 600; д, е — 750; ж, з — 800



Фиг. 6. Фрактографические данные (РЭМ) для образцов УМЗ стали, изготовленных РКУП при $N = 3$ и температуре $450\text{ }^{\circ}\text{C}$, после испытаний при $t_{\text{исп}}$, $^{\circ}\text{C}$: а, б — 450; в, з — 600; д, е — 850; ж, з — 900



Фиг. 7. Микроструктуры (РЭМ) в недеформированной области (а, б) и в зоне разрушения (в, з) образцов КЗ стали после испытаний при температурах 750 и 800 °С (а, б, з)



Фиг. 8. Микроструктуры (РЭМ) в недеформированной части (а, в) и в области разрушения (б, з) образцов УМЗ стали (РКУП, N = 3, 450 °С) после испытаний на растяжение при температурах 750 (а, б) и 900 °С (в, з)

Микротвердость HV , ГПа, образцов стали 08X18H10T после испытаний на растяжение при разных температурах $t_{исп}$. В скобках указан средний размер рекристаллизованного зерна для образцов, испытанных при температурах 800 и 900 °С

$t_{исп}$, °С	КЗ сталь		$N = 2$		$N = 3$				$N = 4$			
			$t_{РКУП}=450$ °С		$t_{РКУП}=150$ °С		$t_{РКУП}=450$ °С		$t_{РКУП}=150$ °С		$t_{РКУП}=450$ °С	
	зона I	зона II	зона I	зона II	зона I	зона II	зона I	зона II	зона I	зона II	зона I	зона II
25	2,15	3,71	3,49	4,34	3,91	4,45	3,47	4,38	3,99	4,50	3,51	4,46
450	1,87	2,95	—	—	—	—	3,64	3,55	4,07	4,13	3,76	3,75
600	1,88	2,68	2,94	3,38	4,05	3,63	3,56	3,49	4,25	3,75	3,77	3,60
750	1,76	2,38	—	—	—	—	2,79	2,77	3,33	2,52	3,38	2,71
800	1,84 (33 мкм)	2,26 (41 мкм)	2,40 (21,5 мкм)	2,54 (2 мкм)	2,13 (2,7 мкм)	2,39 (2,3 мкм)	2,15 (2,9 мкм)	2,48 (1,6 мкм)	2,96 (2,5 мкм)	3,05 (1,9 мкм)	2,21 (2,6 мкм)	2,29 (1,6 мкм)
900	—	—	—	—	—	—	1,90 (6,8 мкм)	1,99 (4,4 мкм)	—	—	—	—

Примечание: зона I — недеформированная область (область захватов); зона II — деформированная часть (область разрушения).

рах (800—900 °С) средний размер зерна аустенита в деформированной части образца оказывается меньше или близок к среднему размеру зерна аустенита в недеформированной части образцов (фиг. 8, в, г, табл. 2). Зерна в деформированной части имеют форму, близкую к равноосной; явно выраженных областей с вытянутыми зернами аустенита не обнаружено. Это позволяет предположить, что деформационно-стимулированный рост зерен аустенита происходит преимущественно при пониженных температурах деформации, а при более высоких температурах начинается динамическая рекристаллизация.

Представленные в табл. 2 результаты измерений микротвердости материала деформированной и недеформированной областей образцов свидетельствуют о протекании процессов рекристаллизации при высокотемпературных испытаниях УМЗ сталей. Анализ результатов показывает, что повышение температуры деформации от 450 до 800 °С приводит к снижению микротвердости в деформированной и недеформированной частях образцов УМЗ стали. Этот вывод подтверждается результатами исследований микроструктуры деформированной и недеформированной частей образцов после испытаний на растяжение (см. табл. 2).

Обсуждение результатов. Во-первых, рассмотрим природу кавитационного разрушения УМЗ сталей в условиях сверхпластичности. Кавитация ограничивает возможность достижения более высоких сверхпластических характеристик УМЗ сталей, в первую очередь предельного удлинения до разрушения. Отметим также, что кавитация является одним из известных механизмов разрушения материалов в условиях сверхпластичности [29—31].

Модель зарождения пор на частицах второй фазы, расположенных в тройных стыках границ зерен, в условиях сверхпластичности была описана в работах [30, 32]. Согласно этим данным зарождение пор в тройных стыках границ зерен обусловлено накоплениями в них нормальных компонент деформированных дислокаций. Накопление дефектов приводит к повышению упругой энергии и внутренних напряжений на межфазных границах в условиях сверхпластичности [30]. Детальный характер образующихся дефектов рассмотрен в работах [33, 34]. Образующийся на частице второй фазы дефект может быть описан как дисклинационная петля с радиусом R , равным радиусу частицы, и мощностью $\omega(\tau)$. Мощность дисклинационной петли $\omega(\tau)$ увеличивается пропорционально числу дефектов, попадающих в

границы зерен: $\omega(\tau) = \psi_1 \dot{\epsilon}_v \tau$ [30, 32], где ψ_1 — геометрический фактор; $\dot{\epsilon}_v$ — скорость внутризеренной деформации; τ — длительность деформации (испытания). Увеличение мощности $\omega(\tau)$ приводит к увеличению запасенной упругой энергии дисклинационной петли. Как показано в работе [30], при достижении дисклинационной петлей критической мощности ω^* связанная с ней упругая энергия становится настолько большой, что включаются механизмы ее релаксации. При пониженных температурах релаксация запасенной энергии происходит путем образования микротрещины, а при повышенных температурах деформации — за счет образования микропор на межфазной границе [30].

Как показано выше, в микроструктуре стали 08X18H10T в исходном состоянии присутствуют крупные неметаллические включения TiN и Ti(C,N) (см. фиг. 2). Кроме того, при нагреве УМЗ стали происходит образование наночастиц σ -фазы (см. часть I). Перерезание таких частиц решеточными дислокациями затруднено, что приводит к образованию вокруг них дефектов дисклинационного типа. По нашему мнению, крупные включения TiN и Ti(C,N) служат источником образования крупных пор в зоне разрушения образцов в условиях горячей деформации, а частицы σ -фазы ответственны за образование микропор, равномерно расположенных по поверхности деформированной части образцов (см. [35]). Обычно частицы σ -фазы в аустенитной стали могут образовываться при трансформации (разложении) δ -феррита [3, 36], но в обычных условиях скорость образования частиц σ -фазы очень мала [3, 37, 38]. Некоторые работы свидетельствуют о возможности образования частиц σ -фазы при разложении α' -фазы [39] или непосредственно из γ -фазы [40, 41]. В случае образования σ -фазы на границах зерен аустенита скорость этого процесса лимитируется интенсивностью процесса диффузии хрома по границам зерен [38, 40]. Дислокации также могут быть областями зарождения и роста частиц σ -фазы [42]. Наиболее вероятной причиной ускорения выделения частиц σ -фазы в УМЗ сталях является трансформация частиц δ -феррита при одновременно неравновесном состоянии кристаллической решетки аустенита, в которой находится большое число дефектов. Следует также отметить возможное влияние интенсивной пластической деформации, которая

приводит к ускорению диффузионных процессов в материалах [13, 43].

Негативное влияние σ -фазы на высокотемпературную пластичность аустенитных сталей отмечено также в работах [44—46]. Наличие частиц σ -фазы может приводить к образованию пор и кавитации, так же как и в случае наличия частиц феррита в аустените [47]. Необходимо отметить, что частицы σ -фазы могут образовываться непосредственно при горячей деформации (см., например, [3, 45, 48, 49]), в том числе при сверхпластичности [50, 51]. При этом увеличение степени деформации и формирование высокой плотности разных дефектов в аустените способствуют повышению содержания σ -фазы [52—55]. Рост пор в условиях горячей деформации будет происходить пропорционально степени и скорости деформации [30—32]. Увеличение размера пор более некоторого критического значения будет приводить к преждевременному разрушению образца УМЗ стали.

Проанализируем теперь механизмы сверхпластической деформации УМЗ стали. Основное уравнение сверхпластической деформации имеет следующий вид [33, 55]:

$$\dot{\epsilon} = A(\sigma^*/G)^{1/m}(b/d)^p(D_{sp}/b^2)(G\Omega/k_B T), \quad (1)$$

где p — численный коэффициент ($p = 2$ или 3); $D_{sp} = D_0 \exp(Q_{sp}/k_B T)$ — эффективный коэффициент диффузии в условиях сверхпластичности; Q_{sp} — энергия активации; σ^* — напряжение течения (обычно принимают $\sigma^* = \sigma_B$); G — модуль сдвига; Ω — атомный объем; k_B — постоянная Больцмана; b — вектор Бюргерса.

В случае, когда в условиях сверхпластичности одновременно реализуются зернограничный механизм деформации ($\dot{\epsilon}_b$) и внутризеренная деформация ($\dot{\epsilon}_v$), реологическое уравнение часто представляют в виде:

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_b + \dot{\epsilon}_v. \quad (2)$$

Для описания скорости зернограничной деформации $\dot{\epsilon}_b$ часто используют уравнение для зернограничного проскальзывания (ЗГП) [33, 55]:

$$\dot{\epsilon}_b = A_b(\sigma/G)^2(b/d)^2(G\Omega/k_B T)(\delta D_b/b^3), \quad (3)$$

где $A_b \approx 100$ — численный коэффициент; $\delta = 2b$ — ширина границы зерна; D_b — коэффициент зернограничной диффузии. Возможность реализации механизма ЗГП в мелко-

зернистой аустенитной стали при повышенных температурах деформации была показана в работах [16, 56].

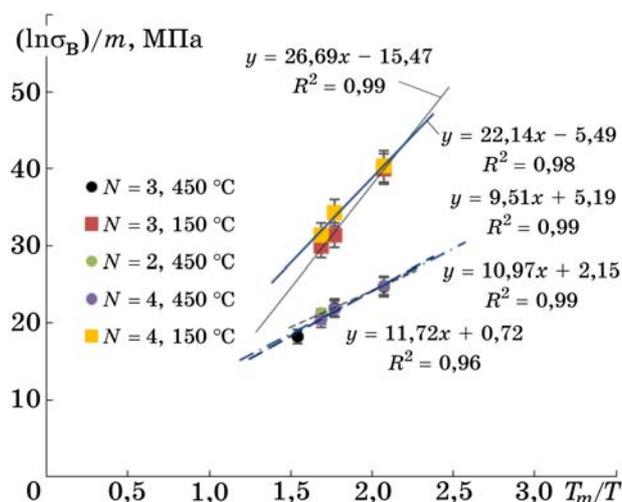
Для расчета скорости внутризеренной деформации $\dot{\epsilon}_v$ часто используют уравнение степенной ползучести [57]:

$$\dot{\epsilon}_v = A_v(\sigma/G)^n(D_v/b^2)(G\Omega/k_B T), \quad (4)$$

где A_v — постоянная Дорна; D_v — коэффициент объемной диффузии.

При деформации мелкозернистых сплавов в неоптимальных для сверхпластичности режимах внутризеренная деформация ($\dot{\epsilon}_v$) вносит основной вклад в общую скорость деформации ($\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_b + \dot{\epsilon}_v$) [33, 55]. Это сопровождается низкими значениями коэффициента скоростной чувствительности ($m < 0,5$) [55]. Заметим также, что при горячей деформации образцов УМЗ стали 08X18H10T значения коэффициента m не соответствовали оптимальному значению $m = 0,5$. Это позволяет предположить, что вклад внутризеренной деформации ($\dot{\epsilon}_v$) достаточно велик при горячей деформации УМЗ сталей 08X18H10T.

Используя уравнение (1) можно оценить эффективную энергию активации сверхпластической деформации УМЗ стали 08X18H10T. В соответствии с уравнением (1) величина Q_{sp} [в единицах $k_B T_m$] может быть определена по углу наклона зависимости $(\ln \sigma^*)/m - T_m/T$, где $T_m = 1810$ К — температура плавления железа. Как видно из фиг. 9, зависимости $(\ln \sigma_v)/m - T_m/T$ в интервале температур 600—800 °С с хорошей точностью могут быть интерполированы прямыми линиями. Коэффициент достоверности линейной аппроксимации превышает $R^2 > 0,90$. Проведенный анализ показывает, что величина Q_{sp} для УМЗ стали, изготовленной методом РКУП при температуре 450 °С ($m = 0,27$), составляет 9,5—11,7 $k_B T_m$ (143—176 кДж/моль) и оказывается близкой к значению энергии активации зернограницной диффузии в аустените ($Q_b \approx 159$ кДж/моль [57]). Для УМЗ стали, изготовленной методом РКУП при температуре 150 °С ($m = 0,16$), эффективная энергия активации деформации составляет 22,1—26,7 $k_B T_m$ (332—402 кДж/моль), что заметно больше величины энергии активации объемной диффузии в аустените ($Q_v \approx 270$ кДж/моль [57]), но близко к характерным значениям энергии активации горячей деформации аустенитных сталей [57]. Следует



Фиг. 9. Температурная зависимость напряжения течения в координатах $(\ln \sigma_v)/m - T_m/T$ (к расчету эффективной энергии активации горячей деформации УМЗ стали)

отметить, что средний размер зерна в области разрушения (зона II) образцов, изготовленных при $t_{РКУП} = 150$ °С, больше среднего размера зерна в деформированной части образцов, изготовленных методом РКУП при $t_{РКУП} = 450$ °С. В соответствии с уравнением (1) при $\dot{\epsilon} = \text{const}$ рост зерен должен приводить к повышению напряжения течения σ_v (см. также работы [34, 55, 58, 59]). Как видно из табл. 1, при $t_{исп} = 750—800$ °С напряжение течения для УМЗ стали 08X18H10T, изготовленной при $t_{РКУП} = 150$ °С, оказывается меньше, чем у образцов УМЗ стали, полученных при $t_{РКУП} = 450$ °С.

По нашему мнению, причина данного противоречия связана с влиянием наночастиц σ -фазы, которые препятствуют интенсивной миграции границ зерен. Интенсивное образование частиц σ -фазы в условиях сверхпластической деформации УМЗ стали 08X18H10T ($t_{РКУП} = 450$ °С) приводит к снижению скорости деформационно-стимулированного роста зерен в соответствии с уравнением Зинера (см. [60]) и, как следствие, к увеличению скорости ЗГП в соответствии с уравнением (3).

Интенсивный деформационно-стимулированный рост зерен при горячей деформации УМЗ стали ($t_{РКУП} = 150$ °С) приводит к уменьшению вклада ЗГП в соответствии с уравнением (3), а вклад степенной ползучести (см. уравнение (4)) в общую скорость горячей деформации (уравнение (2)) становится более существенным. Это приводит к повыше-

нию эффективной энергии активации горячей деформации УМЗ стали, величина которой становится близкой к значению энергии активации степенной ползучести (см. фиг. 9). Из равенства $\dot{\epsilon}_b = \dot{\epsilon}_v$ может быть вычислен критический размер зерна аустенита d^* , при котором произойдет изменение доминирующего механизма горячей деформации аустенитной стали:

$$d^* = \sqrt{(A_b / A_v) b (G / \sigma) (\delta D_b / D_v)}. \quad (5)$$

При $A_b=100$, $A_v=4,3 \cdot 10^5$ [57], $b=2,58 \cdot 10^{-10}$ м, $G = 81$ ГПа, $\delta D_0 = 7,5 \cdot 10^{-14}$ м³/с [57], $Q_b = 159$ кДж/моль [57] ($\sim 10,6 k_B T_m$), $D_{v0} = 1,8 \cdot 10^{-5}$ м²/с, $T = 1073$ К получим, что $d^* \approx 0,16$ мкм. Поскольку это значение намного меньше, чем наблюдаемый в эксперименте средний размер зерна (см. табл. 2), можно предположить, что внутризеренная деформация может вносить существенный вклад в общую скорость деформации УМЗ стали в данных температурно-скоростных условиях.

По нашему мнению, основная причина расхождения результатов расчетов с экспериментальными данными объясняется неравновесным состоянием границ зерен УМЗ металла в условиях сверхпластической деформации [13, 58, 61—63]. (Расчет критического значения d^* проводился с использованием параметров диффузии по равновесным границам зерен.) В условиях сверхпластической деформации границы зерен УМЗ металла содержат повышенную плотность дефектов: дислокаций ориентационного несоответствия (ДОН) и продуктов их делокализации — скользящих компонент делокализованных дислокаций. Внесенные в границы зерен дефекты изменяют свободный объем границ зерен и приводят к снижению коэффициента зернограницной диффузии [58, 61—64]. Хорошего соответствия результатов расчетов с экспериментальными данными ($d^* \approx 2$ мкм, см. табл. 2) удается добиться при величине энергии активации зернограницной диффузии $\sim 7,6 k_B T_m$ (~ 114 кДж/моль). Такое снижение энергии активации зернограницной диффузии часто наблюдается при сверхпластической деформации УМЗ металлов [13, 61, 64].

Выводы. 1. Зависимость удлинения образца до разрушения от температуры деформации ультрамелкозернистой (УМЗ) стали 08X18H10T имеет немонотонный характер с

минимумом при 450 °С. Аналогичный характер зависимости $\delta(t)$ наблюдается для крупнозернистой стали. Увеличение числа циклов равноканального углового прессования (РКУП) приводит к уменьшению удлинения до разрушения при температуре 450 °С.

2. Хорошая пластичность УМЗ стали 08X18H10T отмечена при температурах деформации 600—900 °С. В заданных температурно-скоростных условиях (600—900 °С, скорость деформации $3,3 \cdot 10^{-3}$ с⁻¹) основными механизмами горячей деформации УМЗ стали являются зернограницное проскальзывание и степенная ползучесть. Величина коэффициента скоростной чувствительности m варьируется от 0,16—0,18 до 0,26—0,29, что свидетельствует о существенном вкладе внутризеренной деформации в пластичность УМЗ стали. Соотношение вкладов ползучести и зернограницного проскальзывания определяется скоростью деформационно-стимулированного роста зерен и накоплением дефектов на мигрирующих границах зерен.

3. Максимальное значение удлинения образцов до разрушения ($\delta_{\max} = 250\%$) в УМЗ стали 08X18H10T ограничено процессом их кавитационного разрушения. Формирование крупных пор на неметаллических включениях TiN и Ti(C,N), а также образование микропор на частицах σ -фазы приводят к преждевременному разрушению образцов УМЗ стали.

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. 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.
5. Sohrabi, M.J. Deformation-induced martensite in austenitic stainless steels: A review / M.J. Sohrabi, M. Naghizadeh, H. Mirzadeh // Arch. Civil Mech. Eng. 2020. V.20. Is.3. P.124.
6. Tikhonova, M. Microstructure and mechanical properties of austenitic stainless steels after dynamic and post-dynamic recrystallization treatment / M. Tikhonova, R. Kaibyshev, A. Belyakov // Adv. Eng. Mater. 2018. V.20. Is.7. Art.1700960.
7. Cheng, G.-J. Warm ductility enhanced by austenite reversion in ultrafine-grained duplex steel / Cheng

- G.-J., Gault B., Huang C.-Y. [et al.] // *Acta Materialia*. 2018. V.148. P.344—354.
8. Cao, Z. Revealing the superplastic deformation behaviors of hot rolled 0,10C5Mn2Al steel with an initial martensitic microstructure / Cao Z., Wu G., Sun X. [et al.] // *Scripta Materialia*. 2018. V.152. P.27—30.
 9. Cheng, G.-J. Extraordinary warm ductility of a Mn-rich high-strength steel achieved at temperature below $0,5T_m$ / Cheng G.-J., Lai Z.-H., Jia T. [et al.] // *Mater. Sci. Eng. A*. 2021. V.803. Art.140704.
 10. Chen, S. High-temperature plasticity enhanced by multiple secondary phases in a high-Si austenitic stainless steel / Chen S., Liang T., Ma G. [et al.] // *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*. 2022. V.35. Is.9. P.1519—1530.
 11. Valiev, R.Z. Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement / R.Z. Valiev, T.G. Langdon // *Progress in Mater. Sci.* 2006. V.51. Is.7. P.881—981.
 12. Новиков, И.И. Сверхпластичность сплавов с ультрамелким зерном / И.И. Новиков, В.К. Портной. — М. : Металлургия, 1981. 168 с.
 13. 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.
 14. Lu, Z. Role of grain size and shape in superplasticity in metals / Lu Z., Huang X., Huang J. // *Frontiers in Mater.* 2021. V.8. Art.641928.
 15. Sun, G.S. Low temperature superplasticity-like deformation and fracture behavior of nano/ultrafine-grained metastable austenitic stainless steel / G.S. Sun, L.X. Du, J. Hu // *Mater. Design*. 2017. V.117. P.223—231.
 16. Xu, D.M. On the deformation mechanism of austenitic stainless steel at elevated temperatures : A critical analysis of fine-grained versus coarse-grained structure / Xu D.M., Li G.Q., Wan X.L. [et al.] // *Mater. Sci. Eng. A*. 2020. V.773. Art.138722.
 17. Tsuchiyama, T. Effect of initial microstructure on superplasticity in ultrafine grained 18Cr-9Ni stainless steel / Tsuchiyama T., Nakamura Y., Hidaka H., Takai S. // *Mater. Trans.* 2004. V.45. Is.7. P.2259—2263.
 18. Katoh, M. Thermo-mechanical treatment with multi-direction upsetting for improvement of superplasticity in SUS304 / M. Katoh, Y. Torisaka // *Tetsu-to-Hanage / J. Iron Steel Inst. Japan*. 2003. V.9. Is.10. P.34—39.
 19. Astafurova, E. On the superplastic deformation in vanadium-alloyed high-nitrogen steel / E. Astafurova, V. Moskvina, M. Panchenko [et al.] // *Metals*. 2020. V.10. Is.1. P.27.
 20. Пат. RU 2488637. МПК С1. Способ получения заготовок сталей аустенитного класса с нанокристаллической структурой / Кайбышев Р.О., Беляков А.Н., Тихонова М.С., Дудко В.А. ; заяв. №2011148539/02 от 29.11.2011 ; опубл. 27.07.2013. Бюл.21. <https://www.elibrary.ru/item.asp?id=37513969>
 21. Jiang, X.-G. Cavitation and cavity-induced fracture during superplastic deformation / Jiang X.-G., Earthman J.C., Mohamed F.A. // *J. Mater. Sci.* 1994. V.29. Is.21. P.5499—5514.
 22. Jeong, H.-B. Ultralow-temperature superplasticity of high strength Fe-10Mn-3,5Si steel / Jeong H.-B., Choi S.-W., Kang S.-H., Lee Y.-K. // *Mater. Sci. Eng. A*. 2022. V.848. Art.143408.
 23. Misra, R.D.K. Phase reversed transformation-induced nanograined microalloyed steel : Low temperature superplasticity and fracture / R.D.K. Misra, J. Hu, I.V.S. Yashwanth [et al.] // *Mater. Sci. Eng. A*. 2016. V.668. P.105—111.
 24. Kang, S.-H. Grain boundary sliding during high-temperature tensile deformation in superplastic Fe-6,6Mn-2,3Al steel / Kang S.-H., Choi S.-W., Im Y.-D., Lee Y.-K. // *Mater. Sci. Eng. A*. 2020. V.780. Art.139174.
 25. Misra, R.D.K. Relationship of grain size and deformation mechanism to the fracture behavior in high strength — high ductility nanostructured austenitic stainless steel / Misra R.D.K., Wan X.L., Challa V.S.A. [et al.] // *Mater. Sci. Eng. A*. 2015. V.626. P.41—50.
 26. Zergani, A. Mechanical response of a metastable austenitic stainless steel under different deformation modes / A. Zergani, H. Mirzadeh, R. Mahmudi // *Mater. Sci. Techn.* 2021. V.37. Is.1. P.103—109.
 27. Zergani, A. Unraveling the effect of deformation temperature on the mechanical behavior and transformation-induced plasticity of the SUS304L stainless steel / A. Zergani, H. Mirzadeh, R. Mahmudi // *Steel Res. Intern.* 2020. V.91. Is.9. Art.2000114.
 28. Sakai, T. Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions / T. Sakai, A. Belyakov, R. Kaibyshev [et al.] // *Progress in Mater. Sci.* 2014. V.60. P.130—207.
 29. Pulino-Sagradi, D. Effect of temperature and strain rate on cavitation in a superplastic duplex stainless steel / D. Pulino-Sagradi, A.M.M. Nazar, J.-J. Ammann, R.E. Medrano // *Acta Materialia*. 1997. V.45. Is.11. P.4663—4666.
 30. Perevezentsev, V.N. The theory of structural superplasticity. IV. Cavitation during superplastic deformation / V.N. Perevezentsev, V.V. Rybin, V.N. Chuvil'deev // *Acta Metallurgica et Materialia*. 1992. V.40. Is.5. P.915—924.
 31. Чуви́льдеев, В.Н. Исследование сверхпластичности высокопрочных субмикроструктурных алюминидовых сплавов Al-0,5Mg-Sc / В.Н. Чуви́льдеев, М.Ю. Грязнов, С.В. Шотин [и др.] // *Металлы*. 2021. №5. С.70—85. — (V.N. Chuvil'deev, M.Yu. Gryaznov, S.V. Shotin [et al.] «Superplasticity of High-Strength Submicrocrystalline Al-0.5Mg-Sc Aluminum Alloys». *Russian Metallurgy (Metally)*. 2021. №9. P.1102—1115.)
 32. Перевезенцев, В.Н. Зарождение пор на межфазной границе преципитат-матрица в условиях сверхпластической деформации / В.Н. Перевезенцев, В.В. Рыбин, В.Н. Чуви́льдеев // *Поверхность : Физика, химия, механика*. 1986. №11. С.130—139.
 33. Perevezentsev, V.N. The theory of structural superplasticity. I. The physical nature of the superplasticity phenomenon / V.N. Perevezentsev, V.V. Rybin, V.N. Chuvil'deev // *Acta Metallurgica et Materialia*. 1992. V.40. Is.5. P.887—894.
 34. Perevezentsev, V.N. The theory of structural superplasticity. II. Accumulation of defects on the intergranular and interphase boundaries. Accommodation of the grain-boundary sliding. The upper bound of the superplastic strain rate / V.N. Perevezentsev, V.V. Rybin, V.N. Chuvil'deev // *Acta Metallurgica et Materialia*. 1992. V.40. Is.5. P.895—905.
 35. Patankar, S.N. Sigma phase precipitation during superplastic forming of duplex stainless steel / S.N.

- Patankar, M.J. Tan // *Materials at High Temperatures*. 2022. V.19. Is.1. P.41—44.
36. Wang, Q. δ -Ferrite formation and its effect on the mechanical properties of heavy-section AISI 316 stainless steel casting / Q. Wang, S. Chen, L. Rong // *Met. Mater. Trans. A*. 2020. V.51. Is.6. P.2998—3008.
37. Padilha, A.F. Decomposition of austenite in austenitic stainless steels / A.F. Padilha, P.R. Rios // *ISIJ Intern.* 2002. V.42. Is.4. P.325—327.
38. Schwind, M. σ -Phase precipitation in stabilized austenitic stainless steels / M. Schwind, J. Källqvist, J.-O. Nilsson [et al.] // *Acta Materialia*. 2000. V.48. Is.10. P.2473—2481.
39. Kosec, L. Transformation of austenite during isothermal annealing at 600—900 °C for heat-resistant stainless steel / L. Kosec, Š. Šavli, S. Kožuh [et al.] // *J. Alloys Comp.* 2013. V.567. P.59—64.
40. Kherrouba, N. Experimental study and simulation of the σ phase precipitation in the stabilized 316Ti austenitic stainless steel / N. Kherrouba, B. Mehdi, R. Kouba [et al.] // *Mater. Chem. Phys.* 2021. V.266. Art.124574.
41. Barcik, J. Mechanism of σ -phase precipitation in Cr-Ni austenitic steel / J. Barcik // *Mater. Sci. Techn.* 1988. V.4. Is.1. P.5—15.
42. Thorvaldsson, T. Precipitation reactions in Ti-stabilized austenitic stainless steel / T. Thorvaldsson, G.L. Dunlop // *Metal Sci.* 1980. V.14. Is.11. P.513—518.
43. Разумов, И.К. Неравновесные фазовые превращения в сплавах при интенсивной пластической деформации / И.К. Разумов, А.Е. Ермаков, Ю.Н. Горностырев, Б.Б. Страумал // *Успехи физ. наук*. 2020. Т.190. №8. С.785—810.
44. Liu, Z. High-temperature creep property deterioration of the alumina-forming austenitic steel: Effect of σ phase / Liu Z., Ma Q., Jiang C. [et al.] // *Mater. Sci. Eng. A*. 2022. V.846. Art.143126.
45. Kral, P. Creep resistance of S304H austenitic stainless steel processed by high-pressure sliding / P. Kral, J. Dvorak, V. Sklenicka [et al.] // *Materials*. 2022. V.15. Is.1. P.331.
46. Sourmail, T. Precipitation in creep resistant austenitic stainless steels / T. Sourmail // *Mater. Sci. Techn.* 2001. V.17. Is.1. P.1—14.
47. Warren, A.D. The role of ferrite in type 316H austenitic stainless steels on the susceptibility to creep cavitation / A.D. Warren, L.J. Griffiths, R.L. Harniman [et al.] // *Mater. Sci. Eng. A*. 2015. V.635. P.59—69.
48. 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 and Mater. Intern.* 2007. V.13. Is.5. P.359—363.
49. 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.
50. Li, S. Effect of microstructure changes on the superplasticity of 2205 duplex stainless steel / Li S., Ren X., Ji X., Gui Y. // *Mater. Design*. 2014. V.55. P.146—151.
51. 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.
52. Zhou, Q. Interpretation for the fast sigma phase precipitation in the high intensity shot peened nano-crystallized Super304H stainless steel / Zhou Q., Wang R., Zheng Z., Gao Y. // *Appl. Surface Sci.* 2018. V.462. P.804—814.
53. Zhou, Q. The heritage of the twin microstructure in the sigma phase formed from deformed austenite / Zhou Q., Liu J., Gao Y. // *J. Alloys Comp.* 2020. V.849. Art.156424.
54. Park, S.H.C. Rapid formation of the sigma phase in 304 stainless steel during friction stir welding / S.H.C. Park, Y.S. Sato, H. Kokawa [et al.] // *Scripta Materialia*. 2003. V.49. Is.12. P.1175—1180.
55. Nieh, T.G. Superplasticity in metals and ceramics / T.G. Nieh, J. Wadsworth, O.D. Sherby. — Cambridge: Univ. Press, 1997. 273 p.
56. Jian, M. Processing of submicron grain 304 stainless steel / M. Jian, T. Christman // *J. Mater. Res.* 1996. V.11. Is.11. P.2677—2680.
57. Фрост, Г.Дж. Карты механизмов деформации / Г.Дж. Фрост, М.Ф. Эшби. — Челябинск: Металлургия, 1989. 328 с.
58. Чувильдеев, В.Н. Влияние размера зерна и структурного состояния границ зерен на параметры низкотемпературной и высокоскоростной сверхпластичности нано- и микрокристаллических сплавов, полученных методами интенсивного пластического деформирования / В.Н. Чувильдеев, А.В. Щавлева, А.В. Нохрин [и др.] // *ФТТ*. 2010. Т.52. Вып.5. С.28—37.
59. Чувильдеев, В.Н. Деформационное упрочнение в условиях структурной сверхпластичности / В.Н. Чувильдеев, О.Э. Пирожникова, А.В. Нохрин, М.М. Мышляев // *ФТТ*. 2007. Т.49. Вып.4. С.650—657.
60. Мартин, Дж. Стабильность микроструктуры металлических систем / Дж. Мартин, Р. Доэрти. — М.: Атомиздат, 1978. 280 с.
61. Чувильдеев, В.Н. Неравновесные границы зерен в металлах. Теория и приложения / В.Н. Чувильдеев. — М.: Физматлит, 2004. 304 с.
62. Чувильдеев, В.Н. Анализ влияния температуры интенсивного пластического деформирования на диффузионные свойства границ зерен ультрамелкозернистых металлов / В.Н. Чувильдеев, М.М. Мышляев, А.В. Нохрин [и др.] // *Металлы*. 2017. №3. С.67—76. — (V.N. Chuvil'deev, M.M. Myshlyayev, A.V. Nokhrin, «Effect of the severe plastic deformation temperature on the diffusion properties of the grain boundaries in ultrafine-grained metals». *Russian Metallurgy (Metally)*. 2017. №5. P.413—425.)
63. Чувильдеев, В.Н. Микромеханизм деформационно-стимулированной зернограницной самодиффузии. Часть 3. Влияние потоков решеточных дислокаций на диффузионные свойства границ зерен / В.Н. Чувильдеев, О.Э. Пирожникова // *ФММ*. 1996. Т.82. №1. С.105—115.
64. Чувильдеев, В.Н. Анализ изменения диффузионных свойств неравновесных границ зерен при рекристаллизации и сверхпластической деформации субмикрокристаллических металлов и сплавов / В.Н. Чувильдеев, А.В. Нохрин, О.Э. Пирожникова [и др.] // *ФТТ*. 2017. Т.59. №8. С.1561—1569.