

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.15-194.56:539.89

УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ИНТЕНСИВНОЙ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ

© 2022 г. Н. А. Наркевич^а, * , М. Н. Волочаев^б, И. А. Шулепов^а, Ю. Ф. Гоморова^а

^аИнститут физики прочности и материаловедения СО РАН, пр-т Академический, 2/4, Томск, 634055 Россия

^бИнститут физики им. Л.В. Киренского СО РАН, Академгородок, 50, стр. 38, Красноярск, 660036 Россия

*e-mail: natnark@list.ru

Поступила в редакцию 14.04.2022 г.

После доработки 12.07.2022 г.

Принята к публикации 15.07.2022 г.

Исследованы структура и механические свойства аустенитной высокоазотистой стали (Cr16.5, Mn18.8, C_{0.07}, N_{0.53}, Si_{0.52} мас. %, остальное Fe) после интенсивной деформационно-термической обработки, включающей последовательно проведенные ударную обработку поверхности с ультразвуковой частотой (УЗК) и термическую обработку электронным лучом (ЭЛО). Показано, что деформационно-термическая обработка способствует формированию в приповерхностном слое субзеренной структуры, упрочненной нанодисперсными частицами CrN. При этом прерывистый распад аустенита с образованием нитридов Cr₂N не идет. Такая модификация структуры приповерхностного слоя способствует повышению прочностных свойств стали: $\sigma_{0.2}$ увеличивается до 712 МПа, σ_b до 923 МПа при пластичности 25%. В сравнении с состоянием после закалки предел текучести повышается на 50%.

Ключевые слова: высокоазотистая сталь, аустенит, ультразвуковая ковка, электронно-лучевая обработка, старение, CrN, прочность, пластичность

DOI: 10.31857/S0015323022100333

ВВЕДЕНИЕ

Аустенитные нержавеющие Cr–Mn–N стали с низкой энергией дефекта упаковки (ЭДУ) наиболее эффективно упрочняются при холодной пластической деформации. В связи с этим закономерен большой интерес к исследованию механизмов деформации, механических свойств и структурных превращений, происходящих в этих сталях при различных видах деформационного воздействия [1–12]. Эффективность деформационного упрочнения выше, в сравнении с упрочнением дисперсионным твердением [12–14]. При старении высокоазотистых сталей после закалки так же, как и холоднодеформированных, происходит распад аустенита с образованием нитридов хрома CrN и Cr₂N. Свойства нитридов, их морфологические особенности, объемная доля, размеры, распределение в аустените и характер связи с матрицей определяют величину упрочнения. При этом старение не оказывает существенного влияния на прочностные свойства сталей [13]. Однако, как показано в работе [1], аддитивный вклад деформационного и дисперсного упрочнения в процессе теплой прокатки позволяет повысить

прочностные характеристики при удовлетворительной пластичности.

Нитриды CrN и Cr₂N имеют ГЦК- и ГПУ-решетки соответственно. Микротвердость CrN меньше, чем у Cr₂N: по одним данным 10.8 и 15.7 ГПа [15, 16], по другим 18.0 и 29.5 ГПа [17] соответственно, при близких значениях модулей упругости (319.8 и 310 ГПа) [15, 16]. Это предопределяет более высокую хрупкость Cr₂N, поэтому старение с образованием CrN является более предпочтительным, чем при выделении нитридов Cr₂N. Морфология образующихся при старении нитридов также различна.

Пластины Cr₂N образуются в процессе прерывистого распада аустенита, главным образом, на границах зерен [13, 18]. Их образование контролируется диффузией легирующих элементов по границам зерен [14]. Авторы работы [14] также отмечают, что в дефектной структуре, содержащей деформационные двойники и полосы скольжения, распад аустенита с образованием нитридов Cr₂N может реализоваться по непрерывному механизму.

Частицы CrN имеют форму, близкую к глобулярной, и образуются только по непрерывному механизму. Отмечено также, что нитрид CrN не стабилен и при увеличении длительности старения трансформируется в нитрид Cr₂N [19].

Управление механизмами дисперсионного твердения и типом образующихся нитридов открывает пути совершенствования структуры и повышения механических свойств. Решение этой задачи традиционными методами термической или термомеханической обработки затруднено. Это связано, во-первых, с технологической сложностью проведения холодной или теплой прокатки, особенно крупногабаритных заготовок. Во-вторых, низкая скорость нагрева при теплой прокатке или нагрев в печи после холодной прокатки не способны предотвратить трансформирование нитридов CrN → Cr₂N, снижающее как прочностные свойства, так и пластичность.

По нашему мнению, более перспективна упрочняющая обработка, сочетающая интенсивную холодную деформацию только поверхностного слоя высокоазотистой стали с последующим высокоскоростным термическим воздействием. Исследованию механических свойств и структуры, формирующейся деформационно-термической обработкой, при которой упрочнение достигается аддитивным влиянием механизмов деформационного и дисперсионного упрочнения, посвящена настоящая работа.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Химический состав исследованной Cr–Mn–N стали показан в табл. 1. Сталь была выплавлена в равновесных условиях в лабораторной 50-ти килограммовой индукционной печи с хромомagneзитовой футеровкой. После закалки от 1100°C в воде сталь имела однофазную аустенитную структуру со средним размером зерен 40 мкм и не содержала нерастворившихся нитридных фаз. Предварительно поверхность стальной пластины толщиной 10 мм, шириной 20 мм и длиной 100 мм шлифовали и полировали алмазными пастами. Затем эту поверхность подвергали интенсивному деформированию ковкой ударниками с ультразвуковой частотой — ультразвуковой ковке (УЗК). УЗК поверхности проводили при комнатной температуре на воздухе рабочим инструментом с использованием ультразвукового генератора УЗГ 06/27 (выходная мощность 550 Вт, частота генератора 25 кГц, амплитуда преобразователя 15 мкм). Три подвижных в осевом направлении ударника (детали рабочего инструмента), работающие асинхронно, прижимали к обрабатываемой поверхности с нагрузкой 70 Н. Нагрузку и вертикальное перемещение ударников обеспечивала

Таблица 1. Химический состав исследованной стали

Состав	Cr	Mn	Si	Ni	C	N	P	S	Fe
Вес, %	16.50	18.81	0.52	0.24	0.07	0.53	0.01	0.001	Ост.

пружина, которая является частью рабочего инструмента. Скорость перемещения обрабатываемой поверхности относительно рабочего инструмента 20 мм/с. Образец в ходе деформационной обработки нагревался не более чем до 50°C. Более подробно УЗК описана в [20].

После деформационной обработки проводили электронно-лучевую обработку (ЭЛО) поверхности стальной пластины на модернизированной в ИФПМ СО РАН Россия установке ЭЛУ-5 при остаточном давлении 0.1 Па [21]. При этом электронный луч разворачивали в линию длиной 20 мм и шириной 0.5 мм перпендикулярно направлению перемещения обрабатываемой пластины. ЭЛО проводили, перемещая пластину из высокоазотистой стали относительно электронного пучка со скоростью 15 мм/с. Параметры ЭЛО были следующие: частота развертки электронного луча 200 Гц, ток электронного луча $I = 0.02$ А, максимальная энергия электронов 27 кэВ. Длительность максимального термического воздействия на каждую точку поверхности составляла порядка 3.3×10^{-2} с. После обработки сталь охлаждали в вакуумной камере установки.

При выборе режима ЭЛО учитывали результаты предварительных пробных экспериментов. ЭЛО с большей плотностью мощности электронного луча приводила к оплавлению поверхности и формированию бездефектной структуры со средним размером зерен микронного масштаба (1–2 мкм), т. е. нивелировалась структура, сформированная УЗК. Аналогичное влияние на структуру приповерхностного слоя оказывало уменьшение скорости перемещения обрабатываемой пластины относительно электронного луча. В случае использования параметров обработки с меньшей плотностью мощности электронного луча толщина обработанного слоя с модифицированной структурой уменьшалась. Это ограничивало возможность экспериментального исследования влияния деформационно-термической обработки на структуру и механические свойства (помимо нанотвердости). Кроме того, формирование слишком тонкого слоя уменьшает перспективы промышленного использования такой обработки для упрочнения поверхности высокоазотистых сталей.

Образцы для механических испытаний вырезали из пластины электроискровым способом так, что только одна поверхность была подвергнута деформационно-термической обработке. Длина рабочей части образцов была 15 мм, сече-

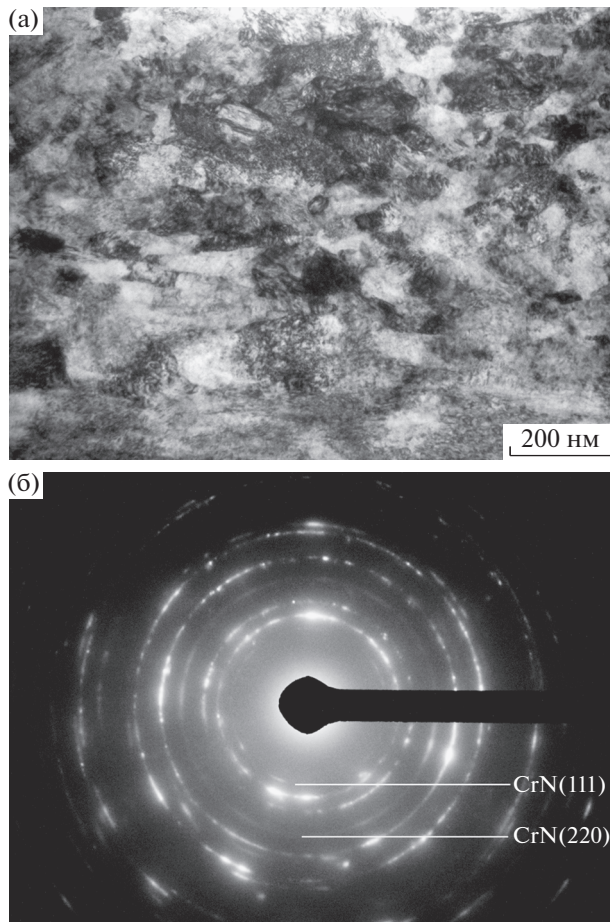


Рис. 1. Структура Cr–Mn–N стали после УЗК обработки: (а) светлопольное изображение, (б) электрограмма.

ние 2.5×1 мм. Свойства определяли по результатам испытаний трех образцов на одну точку. Механические испытания при растяжении проводили на испытательной машине INSTRON 5582 (USA) при комнатной температуре со скоростью деформирования $1.87 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ до разрушения. Для сравнения в аналогичных условиях испытывали образцы после закалки и после обработки УЗК.

Структуру приповерхностного слоя стали исследовали методом дифракции отраженных электронов (EBSD) на приборе Quanta 200 3D. Этот же прибор использовали для исследования фрактотграмм изломов. Для электронно-микроскопических исследований вырезали фольги в геометрии “cross-section” с использованием системы фокусируемого ионного пучка FB-2100 (Hitachi, Japan). Затем исследовали структуру на трансмиссионном электронном микроскопе HT-7700 (TEM; Hitachi, Japan) с ускоряющим напряжением 120 кВ.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ И ОБСУЖДЕНИЕ

Исследование структуры

Структура приповерхностного слоя после УЗК обработки сильно диспергирована, рис. 1а. Наноразмерные фрагменты аустенита разориентированы друг относительно друга и на электронограмме образуют кольца, рис. 1б. Наряду с измельчением структуры в процессе УЗК идет деформационное старение, при котором образуется нитрид CrN с ГЦК-решеткой. Таким образом, деформационное старение является одним из факторов, влияющих на уменьшение параметра решетки аустенита, описанное в [19]. В работе [22] было показано, что интенсивная пластическая деформация УЗК способствует образованию и другого нитрида – Fe_2N с большим, как и у CrN, параметром решетки в сравнении с параметром решетки аустенита. Деформационному старению способствует увеличение локальных статических смещений атомов из равновесных положений в ГЦК-решетке. После УЗК в направлениях $\langle 100 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ статические смещения достигают величин 4.6×10^{-3} и 2.7×10^{-3} нм соответственно [23]. Эти смещения формируют как области локального растяжения, так и области локального сжатия. Напряженное состояние [23], высокие концентрации и подвижность деформационно-индуцированных вакансий [24] в сочетании с локальным деформационным нагревом способствуют увеличению диффузионной подвижности атомов азота и образованию химических связей с атомами Cr и Fe. В областях локального растяжения образуются фазы с большим, чем у аустенита удельным объемом кристаллической решетки ($V_{\text{CrN}} = 70.855 \text{ \AA}^3$, $V_{\text{Fe}_2\text{N}} = 135.13 \text{ \AA}^3$, $V_\gamma = 47.7 \text{ \AA}^3$). Релаксационный процесс в виде деформационного старения, по данным [25], сохраняется вплоть до низких температур. О локально высоком деформационном нагреве свидетельствуют работы [11, 22], где показано, что после интенсивной пластической деформации в приповерхностном слое вследствие протекания прямого и обратного $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \gamma$ -превращений отсутствует ϵ -мартенсит с ГПУ-решеткой, в то время как его образование зафиксировано при других условиях деформирования: при растяжении при комнатной температуре [6].

После деформационно-термической обработки наноструктура аустенита трансформируется преимущественно в субзеренную, в которой преобладают малоугловые границы с разориентировками менее 5° , рис. 2. Отмечено уменьшение статических смещений атомов из равновесных положений в ГЦК-решетке в сравнении с состоянием после УЗК до 4.4×10^{-3} и 2.0×10^{-3} нм в направлениях $\langle 100 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ соответственно [23]. Формирование более равновесной структуры связано с

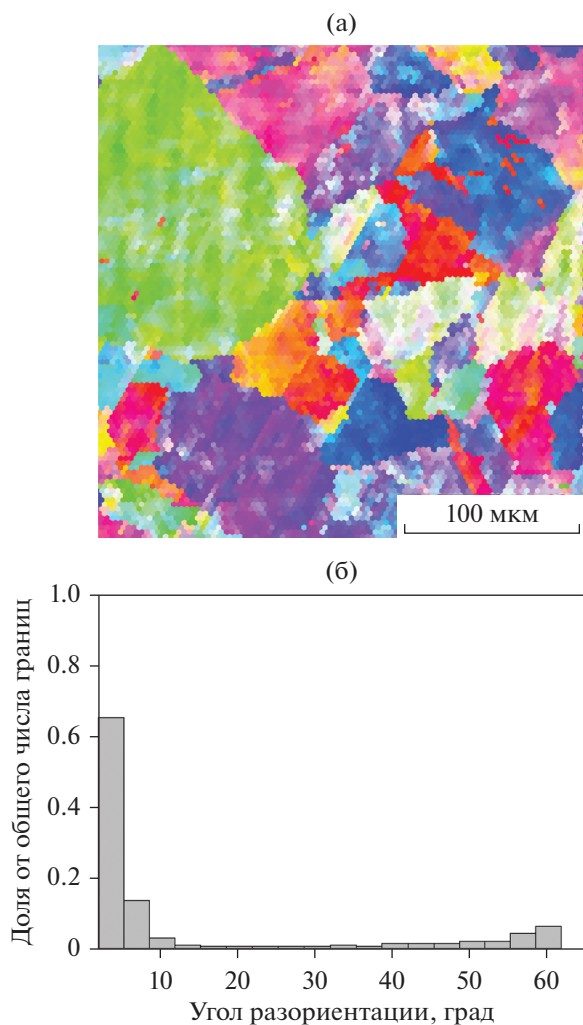


Рис. 2. IBSD-карта структуры Cr–Mn–N стали после деформационно-термической (УЗК + ЭЛО) обработки (а); распределение границ по углам разориентации (б).

уменьшением ее дефектности, а также с распадом пересыщенного твердого раствора. Дисперсионное твердение в такой структуре идет по непрерывному механизму с образованием нитридов CrN с ГЦК решеткой, при отсутствии Cr₂N, рис. 3. Размер частиц CrN варьируется от 1 до 10 нм.

В присутствии в составе сталей других нитридообразующих элементов помимо хрома затруднительно дифференцировать частицы CrN от нитридов с ГЦК-решетками и близкими межплоскостными расстояниями [1, 26, 27]. Для сравнения: CrN, VN и Mo₂N имеют ГЦК-решетки и близкие по величине межплоскостные расстояния (соответственно, 2.395, 2.382, 2.406 для плоскости (111); 2.074, 2.063, 2.084 для плоскости (200) и т.д.). Вероятность образования того или иного нитрида при старении сложнoleгированных, с несколькими нитридообразующими элементами сталей можно оценить по энергии их об-

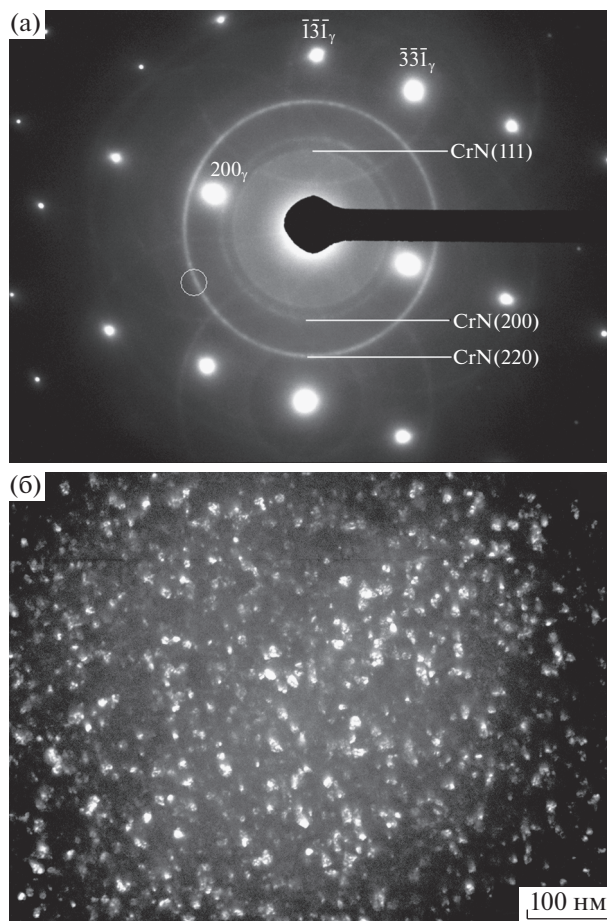


Рис. 3. Структура Cr–Mn–N стали после деформационно-термической (УЗК + ЭЛО) обработки: а – электронограмма, ось зоны $[01\bar{1}]_\gamma$; б – темнопольное изображение в выделенном фрагменте кольца $(220)_{CrN}$.

разования и с учетом концентрации нитридообразующих элементов в составе стали. Более надежными результатами исследования факторов, определяющих образование частиц CrN, но не Cr₂N в высокоазотистых сталях, являются работы [19, 22, 28]. Так, в работе [19] исследования стали, содержащей 17% Cr, 6.5% Ni, 1.3Mn и 0.15%N показали, что нитриды CrN образуются после закалки, холодной прокатки на 63% и последующего старения с нагревом со скоростью 200°C/с до температуры 600°C и коротких выдержек от 1 до 10 с и таким же ускоренным охлаждением 200°C/с. Наши исследования [22], а также настоящая работа показывают, что нитриды CrN могут образоваться под воздействием интенсивной пластической деформации. Кратковременное интенсивное термическое воздействие электронным лучом после УЗК способствует увеличению объемной доли кубических нитридов хрома. По данным [28] изоморфные аустениту частицы

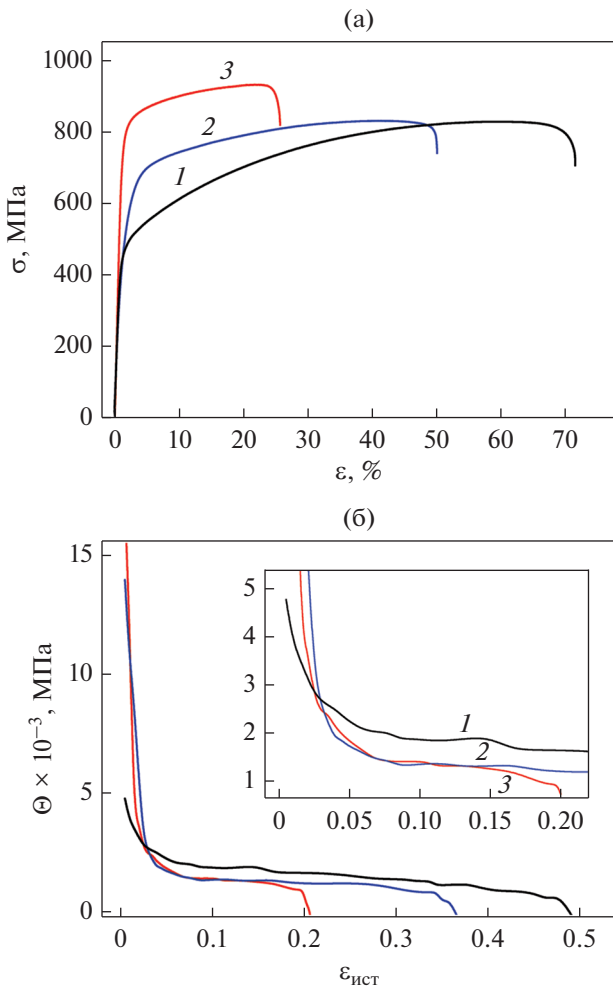


Рис. 4. Кривые σ – ε (а) и изменение скорости деформационного упрочнения (б) Cr–Mn–N стали при испытаниях на растяжение после закалки от 1100°C – 1, после закалки и УЗК – 2, после деформационно-термической обработки (УЗК + ЭЛО) – 3.

CrN образуются в стали, содержащей 18% Cr, 2% Ni и 0.9% N, без предварительной деформации: после закалки и низкотемпературного старения при 350°C в течение 2 ч. При этом авторы не обсуждают вопрос влияния способа выплавки стали и легирования ее азотом на механизм старения. Вместе с тем высокое содержание азота в стали свидетельствует о том, что условия ее получения не были равновесными, то есть давление азота было выше атмосферного, как и в работах

[26, 27]. Полагаем, что этот фактор является ключевым в активировании старения по непрерывному механизму с образованием CrN, так как атомы азота в концентрации, превышающей равновесную, кроме как в нитридах, существовать не могут. По-видимому, частицы CrN присутствуют в объеме аустенитных зерен уже после закалки.

Суммируя вышесказанное, для дисперсионного упрочнения высокоазотистых сталей с равновесным содержанием азота частицами CrN необходимым условием является предварительное формирование дефектной дислокационной структуры, создающей условия для их гетерогенного зарождения. Другой параметр обработки – термический. Интенсивный нагрев в сочетании с малой длительностью термического воздействия и высокой скоростью охлаждения препятствуют образованию нитридов Cr₂N и трансформации CrN → Cr₂N.

Механические свойства

На рис. 4а показаны кривые σ – ε для стали, испытанной в разных структурных состояниях. Видно, что после первого этапа деформационно-термической обработки – УЗК поверхности повышается предел текучести стали, при этом предел прочности остается на прежнем уровне. Аналогичный результат был получен при испытаниях при отрицательных температурах вплоть до –80°C [22]. Увеличение сопротивления деформированию на начальной стадии сопровождается уменьшением относительного удлинения, (табл. 2). В нашей работе [22] было показано, что разрушение образцов после УЗК при механических испытаниях начинается с поверхностного наноструктурированного слоя. Его толщина не превышает 150 мкм. Далее деформация развивается вне этого слоя, но под вершинами микротрещин деформация локализуется, что способствует снижению пластичности.

После второго этапа деформационно-термической обработки происходит дополнительное повышение как предела текучести, так и предела прочности, рис. 4а, табл. 2. Снижение пластичности после деформационно-термической обработки до 25% связано с тем, что термическое воздействие при ЭЛО распространяется не только на приповерхностный слой, но и на большую глубину, превышающую 150 мкм. Старение в этом случае идет по всему сечению образца. Этим можно

Таблица 2. Механические свойства Cr–Mn–N-стали

Обработка	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Предел прочности σ_B , МПа	Относит. удлинение ε , %
Закалка	480	855	65
Закалка + УЗК	600	890	42
Закалка + УЗК + ЭЛО	712	923	25

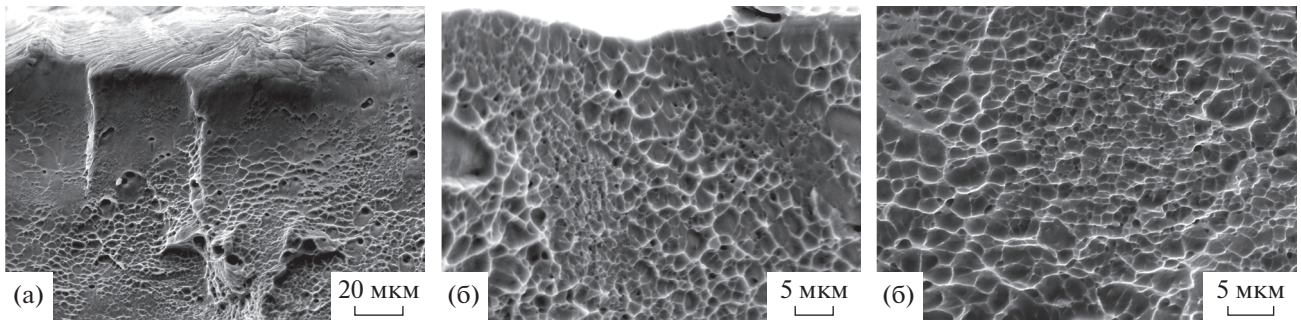


Рис. 5. Фрактограммы изломов Cr–Mn–N-стали, испытанной на растяжение: (а) после закалки от 1100°С; (б) после УЗК обработки; (в) – после деформационно-термической (УЗК + ЭЛО) обработки.

объяснить и снижение пластичности, и увеличение предела прочности, рис. 4а.

Скорость деформационного упрочнения образцов с модифицированными поверхностными слоями на начальном этапе деформирования при $\epsilon < 0.03$, больше, чем закаленных образцов, рис. 4б. Однако при увеличении степени деформации $\epsilon > 0.03$ и до разрушения деформационное упрочнение в образцах, упрочненных УЗК и УЗК + ЭЛО, протекает менее интенсивно, чем в закаленном образце. Это также показывает коэффициент запаса прочности стали $K = \sigma_B / \sigma_{0.2}$ в состояниях после закалки, после УЗК и после УЗК + ЭЛО, равный 1.83, 1.49, 1.30 соответственно.

Характер разрушения

Сравнение фрактограмм изломов (рис. 5) показывает, что сталь после всех этапов деформационно-термической обработки разрушается вязко. Можно отметить, что в упрочненном слое после УЗК и деформационно-термической обработки не образуются утяжки, как в образце после закалки. Этот результат согласуется с видом кривых σ – ϵ , (рис. 4), где при переходе от одного этапа деформационно-термической обработки к другому наряду с уменьшением полной деформации видно сокращение стадии локализованной деформации. Величина ямок в изломе приповерхностного слоя после УЗК и деформационно-термической обработки существенно не различаются. Форма ямок в обоих случаях преимущественно равноосная (рис. 5в), что свидетельствует о разрушении отрывом.

ВЫВОДЫ

1. Деформационно-термическая обработка Cr–Mn–N-стали в виде интенсивной пластической деформации ударной обработкой с ультразвуковой частотой и последующего высокоскоростного нагрева сканирующим электронным лучом в поверхностном слое приводит к формированию

субзеренной структуры аустенита, характеризующейся преимущественно малоугловыми до 5° разориентировками, упрочненной нанодисперсными частицами CrN с ГЦК-решеткой. Распад аустенита идет по непрерывному механизму с гетерогенным выделением частиц CrN.

2. Деформационно-термическая обработка способствует улучшению прочностных свойств стали: $\sigma_{0.2}$ увеличивается до 712 МПа, σ_B до 923 МПа при высокой пластичности (25%).

3. Приповерхностный слой исследованной стали, содержащий нитриды CrN, после двухстадийной деформационно-термической обработки разрушается отрывом и вязко, наследуя форму и величину ямок от предшествующей деформационной обработки.

Исследования структуры проведены на оборудовании Красноярского регионального центра коллективного пользования ФИЦ КНЦ СО РАН. IBSD анализ проведен на оборудовании Томского материаловедческого ЦКП НУ ТГУ.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0009.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Сагарадзе В.В., Уваров А.И. Упрочнение и свойства аустенитных сталей. Екатеринбург: РИО УрО РАН, 2013. 720 с.
2. Солнцев Ю. П. Хладостойкие стали и сплавы. С.-Петербург: Химиздат. 2005. 475 с.
3. Sun S. C., Mu J. W., Jiang Z. H., Ji C. T., Lian J. S., Jiang Q. Effect of cold rolling on tensile properties and microstructure of high nitrogen alloyed austenitic steel // Mater. Sci. Tech. 2014. V. 30. № 2. P. 146–151.
4. Korotaev A. D., Tyumentsev A. N., Litovchenko I. Yu. Defect substructure and stress fields in the zones of deformation localization in high-strength metallic alloys // Phys. Met. Metallogr. 2000. V. 90. № Suppl. 1. P. 36–47.
5. Miliitsky M., Matlock D. K., Regully A., Dewispelaere N., Penning J., Hanninen H. Impact Toughness Properties of Nickel-free Austenitic Stainless Steels // Mater. Sci. Eng.: A. 2008. V. 496. № 1–2. P. 189–199.

6. *Narkevich N.A., Surikova N.S.* Deformation behavior and structure evolution of stainless Cr–Mn–N steel during low temperature tension // *Phys. Met. Metallogr.* 2020. V. 121. № 12. P. 1175–1181.
7. *Narkevich N., Deryugin Ye., Mironov Yu.* Effect of the $\gamma \rightarrow \epsilon$ phase transition on transformation-induced plasticity (TRIP) of nickel-free high nitrogen steel at low temperatures // *Metals.* 2021. V. 11. № 5. P. 710.
8. *Шабашов В.А., Ляшков К.А., Катаева Н.В., Коршунов Л.Г., Сагарадзе В.В., Заматовский А.Е.* Инверсия перераспределения азота в аустенитной стали при сверхвысокой пластической деформации // *ФММ.* 2021. V. 122. № 7. P. 705–712.
9. *Rai P.K., Pandey V., Chattopadhyay K., Singhal L.K., Singh V.* Effect of Ultrasonic Shot Peening on Microstructure and Mechanical Properties of High-Nitrogen Austenitic Stainless Steel // *J. Mater. Eng. Perf.* 2014. V. 23. № 11. P. 4055–4064.
10. *Коршунов Л.Г., Сагарадзе В.В., Черненко Н.Л., Печеркина Н.Л., Калинин Г.Ю., Мушеникова С.Ю., Харьков О.А.* Структура и трибологические свойства азотсодержащих аустенитных сталей // *Вопр. Материаловедения.* 2012. Т. 71. № 3. С. 136–145.
11. *Sagaradze V.V., Kataeva N.V., Kabanova I.G., Afanasev S.V., Pavlenko A.V.* Effect of the temperature of shock-wave loading on structure and phase transformations in nitrogen-containing austenitic Cr–Mn–Ni steel // *Phys. Met. Metallogr.* 2020. V. 121. № 7. P. 683–688.
12. *Zuev L.B., Dubovik N.A., Pak V.E.* Nature of hardening of high-nitrogen steels based on iron-chromium-manganese austenite // *Steel in Translation.* 1997. Т. 27. № 10. С. 71–75.
13. *Simmons J.W.* Overview: high-nitrogen alloying of stainless steels // *Mater. Sci. Eng.: A.* 1996. V. 207. P. 159–169.
14. *Kartik B., Veerababu R., Sundararaman M., Satyanarayana D.V.V.* Effect of temperature ageing on microstructure and mechanical properties of a nickel-free high nitrogen austenitic stainless steel // *Mater. Sci. Eng.: A.* 2015. V. 642. P. 288–296.
15. *Pakala M., Lin R.Y.* Reactive sputter deposition of chromium nitride coatings // *Surf. Coat. Tech.* 1996. V. 81. № 2–3. P. 233–239.
16. *Tu J.-N., Duh J.-G., Tsai S.-Yu.* Morphology, mechanical properties, and oxidation behavior of reactively sputtered Cr–N films // *Surf. Coat. Tech.* 2000. V. 133–134. № 2–3. P. 181–185.
17. *Tricoteau A., Jouan P.Y., Guerin J.D., Martinez J., Djouadi A.* Fretting wear properties of CrN and Cr₂N coatings // *Surf. Coat. Tech.* 2003. V. 174–175. № 2–3. P. 440–443.
18. *Machado I.F., Padilha A.F.* Aging behavior of 25Cr–17Mn high nitrogen duplex stainless steel // *ISIJ Int.* 2000. V. 40. № 7. P. 719–724.
19. *Rajasekhara S., Karjalainen L.P., Kyröläinen A., Ferreira P.J.* Microstructure evolution in nano/submicron grained AISI 301LN stainless steel // *Mater. Sci. Eng.: A.* 2010. V. 527. 1986–1996.
20. *Наркевич Н.А., Толмачев А.И., Власов И.В., Сурикова Н.С.* Структура и механические свойства аустенитной азотистой стали, подвергнутой ультразвуковой ковке // *ФММ.* 2016. Т. 117. № 3. С. 300–307.
21. *Panin V.E., Beljuk S.I., Durakov V.G., Pribytkov G.A., Rempe N.G.* Electron beam vacuum surfacing: Equipment, technology and properties of coatings // *Weld. Int.* 2000. Т. 14. № 7. P. 580–584.
22. *Narkevich N.A., Deryugin E.E., Perevalova O.B., Vlasov I.V.* Effect of ultrasonic forging strain processing on the surface layer microstructure and temperature-dependent mechanical properties of high nitrogen austenitic steel // *Mater. Sci. Eng.: A.* 2022. V. 834. 142590.
23. *Narkevich N., Surikova N., Vlasov I., Narkevich V., Deryugin Ye., Perevalova O.* Effect of electron beam treatment on the elemental composition and static displacements of atoms in the nearsurface layer of Cr–Mn–N Austenitic Steel // *AIP Conf. Proc.* 2019. 2167 020238.
24. *Шабашов В.А., Сагарадзе В.В., Макаров А.В.* Модификация структуры высокоазотистых и высокоуглеродистых аустенитных сталей с использованием мегадформации // *ФММ.* 2018. Т. 119. № 11. С. 1147–1152.
25. *Шабашов В.А., Макаров А.В., Козлов К.А., Сагарадзе В.В., Заматовский А.Е., Волкова Е.Г., Лучко С.Н.* Деформационно-индуцированное растворение и выделение нитридов в аустените и феррите высокоазотистой нержавеющей стали // *ФММ.* 2018. Т. 119. № 2. С. 193–204.
26. *Березовская В.В., Меркушкин Е.А.* Особенности распада пересыщенного γ -твердого раствора в Cr–Mn высокоазотистых сталях при нагреве // *Вестник Тамбовского университета. Сер. “Естественные и технические науки”.* 2016. Т. 21. № 3. С. 897–900.
27. *Березовская В.В., Расквалова Ю.А., Меркушкин Е.А., Валиев Р.З.* TWIP эффект в безникелевых высокоазотистых аустенитных Cr–Mn сталях // *МиТОМ.* 2015. Т. 725. № 11. С. 20–26.
28. *Березовская В.В., Голяков И.В., Банных О.А., Блинов В.М.* Влияние холодной пластической деформации на структуру и коррозионную стойкость стареющего аустенитного сплава 0X18H2A // *Металлы.* 2006. № 5. С. 29–32.