

А.М.Нестеренко, Т.В.Грицай

ВЛИЯНИЕ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ НА СВОЙСТВА И ШТАМПУЕМОСТЬ ХОЛОДНОКАТАНЫХ МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Показано, что определяющие штампуемость показатели зеренной структуры феррита, текстуры и пластической анизотропии микролегированных фосфором, бором, титаном и ванадием сталей повышенной прочности в значительной мере зависят от особенностей механизмов их зародышеобразования и роста при рекристаллизации.

Современное состояние вопроса. Известно [1,2], что значения показателя нормальной пластической анизотропии \bar{R} , характеризующего способность листовых сталей к вытяжке при штамповке, наряду со структурой, в значительной мере зависят от кристаллографической текстуры. Благоприятной для штамповки является «октаэдрическая» текстура рекристаллизации с ориентировками $\{111\}\langle uv\bar{w}\rangle$, $\{111\}\langle 112\rangle$, $\{111\}\langle 110\rangle$, а неблагоприятной – «кубическая» текстура типа $\{100\}\langle 110\rangle$. Согласно [2–4] механизмы рекристаллизации могут оказывать влияние на конечную структуру и текстуру металлов. Развитие рекристаллизации во многом определяется особенностями образования ее зародышей в деформированной матрице металла.

В вопросе об ориентации зародышей, формирующихся в зонах деформированного металла с максимальной «запасенной» энергией рассматриваются два различных подхода [2]. В основе первого из них (теория ориентированного зародышеобразования по Делингеру – Бюргерсу) лежит представление о том, что ориентировка зародышей, образовавшихся при первичной рекристаллизации, в ходе дальнейшего ее развития практически не изменяется и полностью определяет конечную текстуру рекристаллизованного металла. Согласно другому подходу (теория ориентированного роста по Баррету – Беку) образовавшиеся зародыши рекристаллизации произвольно ориентированы по отношению к деформированной матрице металла. В этом случае развитие зародышей связано с ориентационной подвижностью их границ. При определенных условиях в металлах и сплавах могут также реализовываться [2] объединенные механизмы, включающие элементы ориентированного зарождения и ориентированного роста. Согласно [2–4] реализация тех или иных механизмов рекристаллизации в сталях определяется не только параметрами деформационно–термического воздействия, но и вводимыми в их состав добавками различных элементов.

Постановка проблемы. Согласно данным [5–7] ведущие фирмы–производители холоднокатаного листового металлопроката и его потребители – автомобильные концерны в настоящее время большое внимание

уделяют развитию перспективного направления – производству и использованию при операциях штамповки для последующего изготовления облегченных элементов конструкций автомобилей холоднокатаного листового проката из микролегированных сталей повышенной (СПП) и высокой прочности.

В большинстве проведенных исследований и разработок, посвященных СПП, вопросы, связанные с анализом механизмов их структуро- и текстурообразования при рекристаллизационном отжиге практически не затрагиваются [8–10]. Решение проблемных вопросов, связанных с установлением закономерностей механизмов рекристаллизации феррита холоднокатаных листовых сталей, микролегированных добавками различных элементов, представляется важным как в научном плане – для развития теории структуро- и текстурообразования металлов и сплавов при рекристаллизации, так и в практическом аспекте – для разработки перспективных технологий производства высокоштампуемых листовых микролегированных СПП, используемых при изготовлении сложных по вытяжке деталей, обеспечивающих существенное (на 10–15 %) снижение массы автомобилей, конструкций и машин.

Проведенные в настоящей работе исследования выполнялись в рамках утвержденного Президиумом НАНУ приоритетного научного направления, связанного с установлением закономерностей формирования структуры и свойств металлических материалов при различных вариантах легирования и внешнего воздействия.

Полученные результаты и их обсуждение. Кинетику изменения зависящего от уровня «запасенной» энергии «деформационного порога» $\epsilon_{д.п.}$ первичной рекристаллизации, характеризующего начальные стадии ее развития, в зависимости от длительности выдержки при температуре 575⁰С (скорость нагрева до этой температуры замедленная – 25⁰С/ч) исследовали на образцах холоднокатаного листового проката из микролегированных сталей 08Ю, 08ЮР, 08ГСЮТ, 08ГСЮФ, 08ЮП, 08ЮПР, химический состав которых приведен в табл.1.

Из рис.1. следует, что в стали 08Ю с пониженным (0,03%) содержанием углерода первичная рекристаллизация тормозится и для ее осуществления необходимы более высокие значения $\epsilon_{д.п.}$ Это связано с особенностями влияния вторых составляющих структуры стали 08Ю – участков перлита и структурно свободного цементита (ССЦ) на развитие первичной рекристаллизации. Согласно [3] наличие частиц цементита в структуре низкоуглеродистой стали приводит к снижению температуры начала рекристаллизации $t_{р}^{H}$ на 50⁰С по сравнению с армко–железом.

Поскольку в стали 08Ю с 0,03 %С количество перлита и частиц ССЦ намного меньше, чем в стали 08Ю с 0,06%С, то по этой причине $t_{р}^{H}$, а, соответственно, и $\epsilon_{д.п.}$ первой стали характеризуются более высокими значениями, чем второй. Аналогичная в плане влияния содержания углерода картина наблюдается и в микролегированной бором стали 08ЮР (рис. 1)

Таблица 1. Химический состав исследованных сталей

Марка стали	Массовая доля элементов, %											
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Al	Ti	V	B
08Ю	0,03	0,25	0,02	0,018	0,009	0,01	0,04	0,065	0,040	—	—	—
08Ю	0,06	0,21	0,02	0,025	0,007	0,01	0,03	0,010	0,060	—	—	—
08ЮР	0,04	0,32	0,04	0,020	0,015	0,02	0,02	0,050	0,049	—	—	0,0063
08ЮР	0,06	0,26	0,03	0,012	0,014	0,02	0,02	0,040	0,055	—	—	0,0033
08ГСЮТ	0,08	0,84	0,38	0,013	0,018	0,02	0,02	0,070	0,052	0,049	—	—
08ГСЮФ	0,05	0,84	0,42	0,035	0,016	0,08	0,06	0,050	0,060	—	0,04	—
08ЮП	0,04	0,20	0,07	0,017	0,055	0,02	0,02	0,050	0,058	—	—	—
08ЮПР	0,04	0,20	0,06	0,015	0,050	0,02	0,02	0,040	0,050	—	—	0,0022- 0,0036

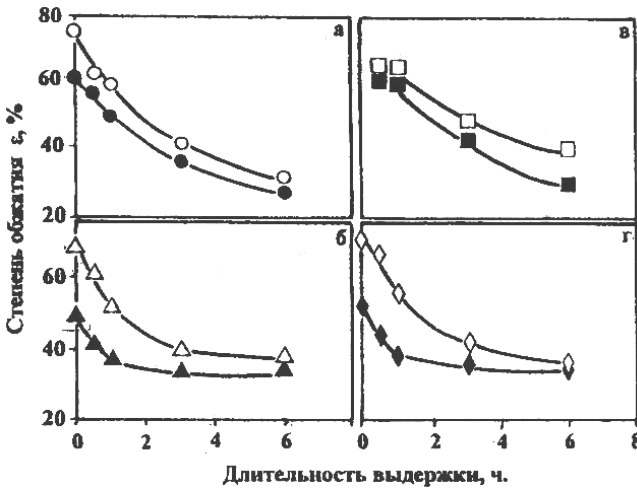


Рис. 1. Характер изменения начальной стадии первичной рекристаллизации в тонколистовых сталях при температуре 575⁰С в зависимости от степени обжатия ϵ и длительности выдержки.

Условные обозначения:

- — 08Ю с 0,0 %С;
- — 08ГСЮТ;
- — 08Ю с 0,06 %С;
- — 08ГСЮФ;

△ — 08ЮР с 0,04 %С; ◇ — 08ЮП; ▲ — 08ЮР с 0,06 %С; ◆ — 08ЮПР.

В СПП 08ГСЮТ и 08ГСЮФ первичная рекристаллизация феррита начинается при более высоких $\epsilon_{д.п.}$, чем в сталях 08Ю и 08ЮР (рис.1,а-в). Из приведенных в [11] зависимостей, характеризующих влияние легирующих элементов на температуру начала первичной рекристаллизации $t_{р}^{Н}$ в низкоуглеродистой стали с 0,05%С, следует, что увеличение содержания как марганца, так и кремния, приводит к повышению $t_{р}^{Н}$. Поэтому в СПП 08ГСЮТ и 08ГСЮФ, имеющих более высокое содержание марганца и кремния по сравнению с другими анализируемыми сталями (табл.1), развитие начальной стадии первичной рекристаллизации действительно может осуществляться при повышенных значениях $\epsilon_{д.п.}$ (рис.1в).

Наряду с отмеченным влиянием марганца и кремния существенным фактором, лимитирующим развитие первичной рекристаллизации в холоднокатаных СПП 08ГСЮТ и 08ГСЮФ, является наличие в их структуре мелкодисперсных выделений карбидов, нитридов и карбонитридов. Структура горячекатаного подката, использованного для получения анализируемых образцов СПП 08ГСЮТ, по данным проведенного следования состоит из полиэдрических ферритных зерен, перлитных участков, а также включений ССЦ, нитридных и карбонитридных фаз. Удельное количество этих включений составляет по данным оптической микроскопии $N=20,56 \cdot 10^6 \text{ мм}^{-3}$. Анализ тонкой структуры феррита подката из этой СПП, проведенный методом трансмиссионной электронной микроскопии, позволил установить наличие двух типов мелкодисперсных выделений. Первые из них размером 0,1–0,6 мкм представляют собой цементит, а вторые, более дисперсные (0,02–0,08 мкм), – частички нитридов и карбонитридов. Последние, препятствуя «дорастанию» зародышей рекристаллизации до критического размера, обеспечивающего их дальнейший рост, служат причиной повышения $\epsilon_{д.п.}$ в СПП 08ГСЮТ и, аналогично, в СПП 08ГСЮФ (рис. 1в).

Как следует из рис. 1в, при всех длительностях выдержки при температуре 575⁰С уровень значений $\epsilon_{д.п.}$ в СПП 08ГСЮФ выше, чем в СПП 08ГСЮТ. Выявленное различие объясняется тем, что в низкоуглеродистой холоднокатаной стали при сопоставимых концентрациях микродобавки ванадия согласно [11] более значительно (примерно на 40–80⁰С) повышают t^H_P в сравнении с микродобавками титана. Повышение t^H_P и, как результат, $\epsilon_{д.п.}$ в СПП 08ГСЮФ может быть вызвано также большей дисперсностью и большим количеством в ее структуре микрочастиц карбидных, нитридных и карбонитридных фаз в сравнении с СПП 08ГСЮТ.

Микролегирование фосфором тоже замедляет (рис. 1г) развитие начала рекристаллизации феррита: кривая изменения $\epsilon_{д.п.}$ в зависимости от длительности выдержки СПП 08ЮП очень близка к таковой для стали 08Ю с 0,03 %С (рис. 1а), Это согласуется с данными работы [12], в которой показано, что в холоднокатаной высокочистой стали, содержащей 0,02 %С и фосфор в пределах 0,002 – 0,213 %, процессы образования и роста зародышей рекристаллизации тормозятся, что связано с преимущественным сегрегированием атомов фосфора на дислокациях, дислокационных скоплениях, внутризеренных субграницах и границах зерен. Введение в фосфористую сталь микродобавки бора интенсифицирует первичную рекристаллизацию и снижает, как и в случае стали 08ЮР, уровень $\epsilon_{д.п.}$ (рис. 1б, г). Это связано с наличием в структуре СПП 08ЮПР большого количества включений ССЦ и бористых фаз. С помощью количественного анализа установлено, что в структуре горячекатаного подката из СПП 08ЮПР общее количество дисперсных частиц ССЦ и бористых фаз $N=22,83 \cdot 10^6 \text{ мм}^{-3}$, что в 2,4 раза выше, чем в подкате из СПП 08ЮП

($N=9,48 \cdot 10^6 \text{ мм}^{-3}$) при примерно одинаковой объемной доле перлита ($V_{\text{П}} = 1,6$ и $1,2$ % соответственно).

Из полученных данных следует, что присутствие в структуре холоднокатаных тонколистовых сталей дисперсных частиц вторых составляющих и фаз, как правило, инициирует развитие начальной стадии первичной рекристаллизации и снижает уровень $\epsilon_{\text{д.п.}}$. Однако, если эти выделения отличаются особой дисперсностью, то, как показано на примере СПП 08ГСЮТ и СПП 08ГСЮФ, они могут оказывать тормозящее влияние на формирование зародышей рекристаллизации критического размера и повышать, тем самым, уровень $\epsilon_{\text{д.п.}}$.

Анализ последовательных стадий развития рекристаллизационных процессов в СПП 08ЮП и 08ЮПР при температуре 575°C проводили на образцах холоднокатаного проката толщ. $0,85$ мм из этих СПП, деформированного на пятиклетьевом стане 2030 с обжатием $\epsilon=75,7$ %. Химический состав проката из СПП 08ЮП и 08ЮПР, полученного в производственных условиях, соответствовал таковому для исследованных выше лабораторных образцов из аналогичных сталей (табл. 1). Из данных рис. 2а следует, что как при непосредственном достижении температуры 575°C , так и при всех длительностях выдержки при этой температуре, включая максимальную (6 ч), структура СПП 08ЮПР остается более мелкозернистой, чем структура СПП 08ЮП. Можно утверждать, что мелкозернистость структуры СПП 08ЮПР обусловлена, прежде всего, множественным зарождением зародышей новых зерен на начальной стадии первичной рекристаллизации, вызванным наличием повышенного количества инициирующих этот процесс дисперсных частиц цементита и бористых фаз. Торможение этими же частицами роста образовавшихся зерен феррита при собирательной рекристаллизации является второй причиной наблюдаемой мелкозернистости СПП 08ЮПР. Особенностью структуры СПП 08ЮП наряду с крупным зерном феррита (рис. 2а) является значительная вытянутость его формы $K_{\text{в}}$ вдоль направления прокатки (НП). Уровень значений $K_{\text{в}}$ в СПП 08ЮП составляет $2,67-3,50$ и намного превосходит таковой в СПП 08ЮПР при аналогичных обработках: $K_{\text{в}}=1,23-1,38$. Это создает предпосылки для получения в СПП 08ЮП высоких значений показателя \bar{R} . Исследование текстуры методом ОПФ показало, что в СПП 08ЮП уже на начальной стадии первичной рекристаллизации (нагрев до 575°C , без выдержки) формируется текстура октаэдрического типа с высоким значением полюсной плотности ориентировки $\{111\} P_{111}$ и, соответственно, текстурного показателя штампуемости по Райту H (рис. 2,б). Указанные показатели в СПП 08ЮП остаются более высокими, чем в СПП 08ЮПР для всех исследованных длительностей выдержки при температуре 575°C (рис. 2б). Компоненты $\{110\}$ и $\{100\}$ в рекристаллизационной текстуре СПП 08ЮП и 08ЮПР выражены очень слабо.

Предварительная (перед выдержкой при 575°C) обработка исследованных СПП при температуре полигонизации (400°C , выдержка 2 ч) де-

формированного феррита по сравнению с непосредственным нагревом до температуры 575°C приводит к эффекту ускорения начальной стадии первичной рекристаллизации.

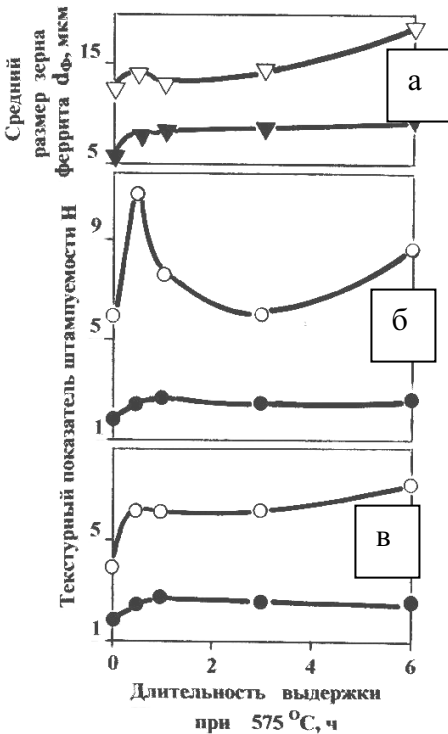


Рис. 2. Зависимость изменения среднего размера зерна феррита d_f (а) и показателя H (б,в) СПП 08ЮП и 08ЮПР (зачерненные точки) от длительности выдержки при температуре рекристаллизации.

а,б – непосредственный нагрев со скоростью $25^{\circ}\text{C}/\text{ч}$ до температуры 575°C ;

в – нагрев со скоростью $25^{\circ}\text{C}/\text{ч}$ до температуры 575°C с предварительной выдержкой при 400°C в течение 2 ч.

При этом в СПП 08ЮП степень выраженности октаэдрической компоненты текстуры снижается без изменения значений P_{100} и P_{110} . При аналогичной обработке в СПП 08ЮПР уровень значений P_{hkl} не претерпевает изменений. В соответствии с изложенным значения H для СПП 08ЮП остаются более высокими, чем в СПП 08ЮПР для всех исследованных длительностей выдержки

при температуре 575°C (рис.2,б). Компоненты $\{110\}$ и $\{100\}$ в текстуре рекристаллизации СПП 08ЮП и 08ЮПР выражены слабо.

Образование на начальной стадии рекристаллизации (нагрев до 575°C без выдержки) текстуры октаэдрического типа с высоким значением P_{111} как в СПП 08ЮП, так и в СПП 08ЮПР, свидетельствует о том, что зародыши рекристаллизации в этих СПП образуются в субзернах феррита, ориентированных плоскостями $\{111\}$ параллельно плоскости прокатки (ПП). Очевидно, что именно такие субзерна в исследованных холоднокатаных СПП 08ЮП и 08ЮПР представляют собой блоки с высокой энергией, в которых реализуются полигонизационные механизмы зародышеобразования по Кану–Коттрелу и Ху [3,13]. Этим на примере СПП 08ЮП и 08ЮПР подтверждается одно из основных положений теории ориентированного зародышеобразования, разработанное Бюргерсом и Лауэрсом [2], об образовании кристаллогеометрически ориентированных зародышей, определяющих конечную текстуру после завершения процесса рек-

ристаллизации, в максимально деформированных участках матрицы металла, т.е. в участках с максимальной величиной «запасенной» энергии.

Снижение дефектности феррита (уровня «запасенной» энергии) в субзернах, ориентированных плоскостями $\{111\}$ параллельно ПП, в процессе полигонизации при низкотемпературной выдержке приводит к отмеченному выше существенному снижению уровня P_{111} в СПП 08ЮП. Поскольку в результате низкотемпературной выдержки в СПП 08ЮП значения P_{hkl} изменений практически не претерпевают, можно утверждать, что действительно развитие начальной стадии первичной рекристаллизации в этой СПП в наибольшей мере определяется наличием в ее структуре большого количества дисперсных частиц цементита и бористых фаз, инициирующих множественное зародышеобразование феррита в деформированной матрице.

Из приведенного анализа следует, что в холоднокатаных СПП 08ЮП и 08ЮПР на начальной стадии первичной рекристаллизации реализуется механизм ориентированного зародышеобразования. Это обусловлено, в подтверждение [12,14] влиянием фосфора, атомы которого, избирательно распределяясь по дефектам кристаллического строения в деформированной матрице стали (дислокации, их скопления, внутризеренные субграницы, границы зерен феррита), способствуют развитию зародышей типа $\{111\}$ и препятствуют формированию зародышей других ориентаций.

Приведенные выше данные о повышении размера зерна феррита, сохранении высоких значений коэффициента его вытянутости K_v вдоль НП, усилении октаэдрической компоненты текстуры в СПП 08ЮП по мере увеличения длительности выдержки при температуре 575°C являются свидетельством того, что в этой СПП развитие образовавшихся при первичной рекристаллизации зародышей типа $\{111\}$ осуществляется по механизму ориентированного роста. Этому способствует относительная стабильность благоприятных для развития зерен (субзерен) типа $\{111\}$ дислокационных построений в ходе выдержки при температуре рекристаллизации. Вторым фактором, способствующим реализации указанного механизма, является наличие в структуре рекристаллизации СПП 08ЮП специальных границ с ориентировками по Кронбергу–Вильсону, которые обладают высокой скоростью роста вдоль определенных кристаллографических направлений [2]. В СПП 08ЮПР развитие рекристаллизации определяется наличием в ее структуре дисперсных частиц цементита и бористых фаз. Эти частицы на начальной стадии первичной рекристаллизации инициируют множественное зарождение новых зерен в деформированной ферритной матрице этой СПП, а при дальнейшем развитии рекристаллизации в результате торможения миграции границ препятствуют их росту. Поэтому в СПП 08ЮПР механизм ориентированного роста зерен феррита при рекристаллизации не реализуется.

Приведенные зависимости (рис.3,а, б) показывают, что по мере увеличения содержания фосфора прочностные свойства отожженных в кол-

паковых печах СПП 08ЮП и 08ЮПР толщ. 0,85–1,2 мм заметно возрастают. Значения временного сопротивления σ_b СПП 08ЮП и 08ЮПР, как следует из рис.3,а, близки друг другу. В то же время предел текучести σ_T СПП 08ЮПР несколько выше, чем СПП 08ЮП. Это связано с формированием в СПП 08ЮПР при одних и тех же режимах обработки в силу указанных выше причин более мелкозернистой структуры феррита. Кроме этого определенный вклад в повышение значений σ_T в СПП 08ЮПР могут вносить присутствующие в ее структуре мелкодисперсные частицы бористых фаз. В исследованных интервалах концентраций фосфора (0,022–0,11 %) значения \bar{R} в СПП 08ЮП имеют высокий уровень и превосходят таковые для СПП 08ЮПР (рис.3,в). Полученные данные, таким образом, свидетельствуют о перспективности микролегирования низкоуглеродистой раскисленной алюминием стали фосфором (без дополнительного введения бора) в плане обеспечения требуемых показателей механических свойств ($\sigma_{0,2} \geq 230$ Н/мм², $\sigma_b \geq 355$ Н/мм², $\delta_4 \geq 34,0$ % – ТУ 14–1–4485–88) и высоких значений \bar{R} .

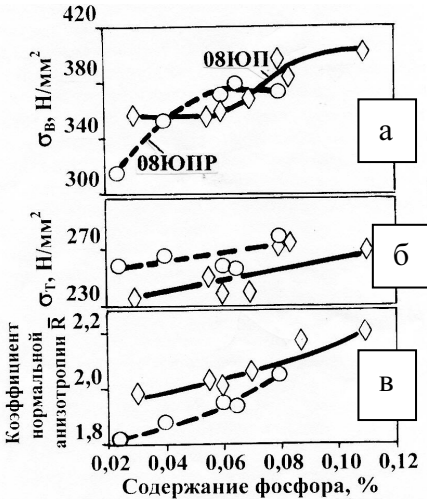


Рис. 3. Изменение прочностных свойств (а,б) и коэффициента нормальной пластической анизотропии \bar{R} (в) в СПП 08ЮП и 08ЮПР в зависимости от содержания фосфора.

В случае листового проката толщ. 0,7–1,2 мм, изготовленного из микролегированных титаном и ванадием сталей (СПП 08ГСЮТ и 08ГСЮФ соответственно), как следует из данных проведенного анализа, после рекристаллизационного отжига требуемые показатели механических свойств ($\sigma_T \geq 294$ Н/мм², $\sigma_b \geq 392$ Н/мм², $\delta_4 \geq 30$ % – ТУ 14–1–3674–84) за

некоторым исключением (пониженные значения δ_4 в прокате толщ. 0,7 мм из СПП 08ГСЮТ) достигаются. Однако при этом показатели штампуемости R_G (по Халтгрэну) и \bar{R} являются низкими. Кроме этого сформировавшиеся в результате отжига зерна феррита имеют незначительные размеры d_f , что является неблагоприятным фактором для штампуемости проката из этих СПП.

Поскольку для подката СПП 08ГСЮТ, как показано выше, характерно повышенное количество дисперсных частиц вторых составляющих (цементита, нитридных и карбонитридных фаз), по аналогии с СПП 08ЮПР

можно считать, что причиной формирования в холоднокатаной СПП 08ГСЮТ (и в СПП 08ГСЮФ) при отжиге мелкозернистой ферритной структуры, низких значений R_G и \bar{R} являются множественное зародышеобразование зерен феррита на начальной стадии первичной рекристаллизации и их безизбирательный рост. Выявленная для СПП 08ЮПР, 08ГСЮТ и 08ГСЮФ специфика влияния мелкодисперсных частиц на развитие рекристаллизации проявляется и для холоднокатаной стали 08ЮР.

Выводы. Установлено, что в холоднокатаном листовом прокате из микролегированной фосфором низкоуглеродистой стали наряду с повышением прочностных свойств в результате реализации при рекристаллизации механизмов ориентированного зародышеобразования и ориентированного роста зерен феррита в деформированной матрице обеспечиваются благоприятные для штамповки показатели зеренной структуры, текстуры и пластической анизотропии. В холоднокатаном прокате из низкоуглеродистых сталей, микролегированных бором, (в том числе совместно с фосфором), титаном и ванадием, рекристаллизация осуществляется по механизмам множественного зародышеобразования и безизбирательного роста, обуславливающим формирование мелкозернистой конечной структуры, слабовыраженной текстуры и низких значений показателей штампуемости.

1. *Пикеринг Ф.Б.* Физическое металловедение и разработка сталей. – М: Металлургия, 1982. – 182 с.
2. *Вассерман Г., Гревен И.* Текстуры металлических материалов. – М.: Металлургия, 1969. – 654 с.
3. *Горелик С.С.* Рекристаллизация металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1978. – 568 с.
4. *Рекристаллизация* металлических материалов. Ред. Ф. Хесснер. – М.: Металлургия, 1982. – 352 с.
5. *Энгль Б., Древес Э.–Ю., Штих Г.* Свойства и применение многофазных сталей повышенной прочности // Черные металлы, апрель 1998. – С.60–62.
6. *Древес Э.–Ю., Энгль Б., Крузе Й.* Стали повышенной прочности – настоящее и будущее // Черные металлы, октябрь 1999. – С.48–55.
7. *Шульц Э.* Облегченные элементы автомобилей из новых сталей // Черные металлы, март 1998. – С. 40–46.
8. *Структура* и свойства автолистовой стали. / Пилюшенко В.Л., Яценко А.И., Белянский А.Д. и др. – М.: Металлургия, 1996. – 164 с.
9. *Управление* качеством тонколистового проката. / В.Л.Мазур, А.М.Сафьян, И.Ю.Приходько и др. – К.: Техника, 1997. – 384 с.
10. *Холодная* штамповка низколегированных сталей. / В.К.Белосевич, И.А.Бухбиндер, А.Ю.Аверкиев и др. – Днепродзержинск: Техника.– 1996. – 135с.
11. *Металловедение* и термическая обработка стали. Спр. изд. ТП. Основы термической обработки / Под ред. М.Л.Бернштейна, А.Г.Рахштадта – М.: Металлургия, 1983. – 358 с.
12. *Hitosake J.* Kinetics of recrystallisation in High Purity Fe – P alloys // Z. Metallkunde. – 1988. – V. 28. – № 2. – P.109–118.

13. *Возврат* и рекристаллизация металлов./ Под ред. В.М.Розенберга. – М.: Металлургия, 1969. – 326 с.
14. Ху Х. Пространственное распределение зерен по ориентациям в холоднокатанных и отожженных листах фосфористой стали глубокой вытяжки // Новые методы исследования текстуры поликристаллических материалов. – М.: Металлургия, 1985. – С.234–255.

Статья рекомендована к печати д.т.н., проф. Г.В.Левченко