

основном против хода прокатки в основную часть длины раската. В реальных условиях прокатки в ВВ и ГВ черновой клети ШСГП выполняются указанные выше условия. Поэтому локальные треугольные выступы на краях торцов раската не оказывают влияния на формоизменение концов вписанного прямоугольного раската в ГВ. При этом соответствующие параметры формоизменения концов раската в ВВ и ГВ становятся аддитивными (кроме  $l_{оп(3)}$ ).

Тогда выражение (2) можно записать в развернутом виде:

$$\left. \begin{aligned} \delta_{п(3)}^{\Gamma} &= \delta_{п(3)}^{\text{В}} - \delta_{оп(3)}^{\Gamma} \\ f_{п(3)}^{\Gamma} &= f_{п(3)}^{\text{В}} - f_{оп(3)}^{\Gamma} \\ l_{п(3)}^{\Gamma} &= \lambda^{\Gamma} l_{п(3)}^{\text{В}} \end{aligned} \right\} \quad (4)$$

Из составления выражений (2) и (3) следует, что

$$K_{\delta_{п(3)}}^{\text{В}} = K_{\delta_{оп(3)}}^{\Gamma} = K_{f_{п(3)}}^{\text{В}} = K_{f_{оп(3)}}^{\Gamma} = 1; K_{l_{п(3)}}^{\Gamma} = 0; K_{l_{оп(3)}}^{\Gamma} = \lambda^{\Gamma}.$$

Таким образом, на основе экспериментальных данных разработана математическая модель параметров формоизменения концов раската в плане в совмещенном процессе редуцирования — прокатки. Модель позволяет по параметрам прокатки в ВВ и ГВ прогнозировать параметры формоизменения концов раската для использования при определении компенсирующих управляющих воздействий.

### Список литературы

1. Тимошенко Л.В., Логак О.Н., Мазур В.Л. Современные способы уменьшения концевой обреза раскатов на широкополосных станах горячей прокатки // Черная металлургия. Бюл. НТИ. 1989. Вып.3 (1079) — с. 33–45.
2. Чижиков Ю.М. Редуцирование и прокатка металла непрерывной разливки. — М.: Металлургия, 1974, 384 с.
3. Исследование зависимости выпуклости по ширине раскатов стана 2800 от основных параметров прокатки / В.М. Данько, А.И. Герцев, Н.М. Хорошилов, В.Г. Абакумов // Прокатка и термообработка толстого листа: Сб. статей. — Москва: Металлургия, 1986. С. 41–45.
4. Математическое моделирование формоизменения толстого листа в плане при прокатке на стане 5000/ В.Л. Обручев, И.М. Гриднев, В.П. Полухин, А.В. Александров // Снижение материальных и энергетических затрат при производстве листовой стали: Сб. статей. — М.: Металлургия, 1990. С.41–45.
5. Руденко Е.А. Математическая модель формоизменения раската в плане при редуцировании в универсальной клети широкополосного стана // Наука, производство, предпринимательство - развитию металлургии: Сб. научных трудов конференции. - Донецк, «Лик», 1998. — С.43–48.
6. Руденко Е.А. Математическая модель формоизменения раската в плане при прокатке в черновой горизонтальной клети толстолистового стана // Совершенствование процессов и оборудования обработки давлением в металлургии и машиностроении: Сб. науч. тр. — Вып.4. — Краматорск, 1998 — С.167–172.

© Руденко Е.А., 1999.

## БЕССОЛЕВАЯ СОРБИТИЗАЦИЯ ПРОВОЛОКИ

АЛИМОВ В.И. (ДОНГТУ)

*На основе анализа диаграмм превращения переохлажденного аустенита и экспериментально показаны возможности получения сорбитной структуры в про-*

волоочных заготовках с высоким содержанием углерода без применения расплавов солей и высокопрочной проволоки из них

Производство холоднотянутой проволоки в промышленно развитых странах возрастает и непрерывно совершенствуется [1–3]. Хотя традиционный способ термообработки проволочной заготовки с целью получения в ней сорбитной структуры, а именно патентирование с нагревом нитью в протяжных печах и охлаждением в расплавах солей еще применяется повсеместно, тем не менее поиски новых путей получения сорбитной структуры вполне оправданы по ряду причин, важнейшими из которых являются следующие:

— сравнительно низкая скорость нагрева проволочной заготовки в традиционном способе до аустенитного состояния, громоздкость печей для нагрева, значительное окисление и обезуглероживание, а это влечет за собой ограничение производительности, низкую эффективность использования производственных площадей, снижение качества и работоспособности готовой проволоки в изделиях;

— время охлаждения аустенитизированной заготовки из массово применяющихся углеродистых сталей до температуры расплава соли больше инкубационного периода, характеризующего устойчивость переохлажденного аустенита, а это означает, что распад аустенита, во всяком случае, вначале, происходит при температурах, превышающих температуру расплава с получением более грубого перлита, что также снижает качество, как самой заготовки, так и проволоки из нее;

— расплавы солей в больших объемах, длительно нагретые до температур патентирования (420–450°C), являются не экономичными и не экологичными охлаждающими средами для патентирования; к тому же они небезопасны; поиск новых охлаждающих сред для патентирования оправдан даже в том случае, если последние обеспечивают то же качество, что и расплавы солей, но лишены других их недостатков.

Следовательно, новые технологические приемы термообработки проволочной заготовки могут касаться как нагрева, так и охлаждения.

Для скоростного безокислительного нагрева проволочной заготовки перспективно применение низкотемпературной плазмы и электролитов [3–8], однако практически отсутствуют сведения о структуре и свойствах обработанной таким образом проволоки из массово применяющихся углеродистых сталей.

Безусловный интерес представляет и электроконтактный нагрев проволочной заготовки перед патентированием, находящийся в стадии промышленного освоения; решению подлежат вопросы оптимизации параметров аустенитизации, что показано, например, на проволочной заготовке диаметром 1,6–2,2 мм из сталей марки 65 и 70: для снижения обрывности при волочении заготовку на агрегате типа БЭКН необходимо греть до 890–930°C в течение 10–12 с [9].

Отказаться от применения расплавов солей, обеспечивающих условия получения сорбитной структуры в углеродистых сталях при охлаждении, можно при использовании и низколегированных сталей. Как показано на проволочных заготовках из стали с марганцем 65Г [10–12], сорбитная структура получается при непрерывном охлаждении на спокойном воздухе, а ее высокое качество подтверждается высокой деформируемостью воздушно сорбитизированной заготовки в холодном состоянии и повышенной работоспособностью канатов из этой проволоки [13].

Однако в условиях растущего дефицита легирующих элементов вряд ли возможен массовый переход на производство низколегированной проволоки, хотя производство отдельных серий износостойких канатов для специфических условий эксплуатации вполне целесообразно.

С другой стороны, более высокая устойчивость переохлажденного аустенита в марганцовистой стали, может привести к снижению скорости протягивания через агрегат при сорбитизации заготовки и, как следствие, к снижению производительности, но это препятствие может быть преодолено путем инициирования распада аустенита без изменения формы поперечного сечения заготовки [14], например, в агрегате новой конструкции [15], иначе в сердцевине заготовки может образовываться мартенсит [16].

Большой интерес представляют технологии, в которых в качестве охладителя при сорбитизации с отдельного нагрева используется вода [17, 18]. В новом процессе — Complex Water Bath Processing (CWBP) — температуры аустенитизации при промежуточном патентировании составляют 800–820°C, при заключительном — 820–850°C: и это и другое ниже, чем при патентировании в расплаве свинца (920–950°C).

При термообработке толстых заготовок (диаметр порядка 6 мм) по методу CWBP может быть получена более высокая прочность, чем при патентировании в свинце [17]. Охрупчивание проволоки (особенно тонких диаметров и при повышенной температуре аустенитизации) связано с присутствием в ней мартенсита и других хрупких структурных составляющих. Поэтому всегда применяющийся в методе CWBP отпуск при 500–600°C повышает комплекс свойств, особенно пластичность (например, на проволоке диаметром 1,2 мм из стали 65, охлажденной в чистой кипящей воде 3 с, отпущенной при 600°C, 20 с получены  $\sigma_b=1120$  Н/мм<sup>2</sup> и  $\psi=62\%$ ).

При использовании охлаждающих сред с добавками весьма важны вопросы экологии и с этой точки зрения менее вредными считают добавки поливинилалкоголя [18]; однако и с точки зрения экологии, и с точки зрения экономичности представляется, что более предпочтительна вода без искусственных добавок.

В работе [19] бессолевою сорбитизацию катанки диаметром 6,5 и 8,0 мм из стали 75 проводили при охлаждении холодной и горячей водой, а затем на воздухе. Аустенитизацию проводили при 880 и 930°C, а охлаждение — непрерывно или ступенчато.

При охлаждении катанки диаметром 6,5 мм в горячей воде (90–95°C) получали следующие свойства:  $\sigma_b \geq 1050$  Н/мм<sup>2</sup>,  $\delta \geq 10\%$ ,  $\psi \geq 40\%$ . При охлаждении катанки диаметром 8,0 мм холодной водой в два цикла по 0,5 с с последующим термостатированием при 620°C и без него достигали свойства  $\sigma_b \geq 1140$  Н/мм<sup>2</sup>,  $\delta \geq 13\%$ ,  $\psi \geq 35\%$ . Катанка с такими свойствами может подвергаться холодному волочению на передельную заготовку: более предпочтительны варианты ступенчатого охлаждения заготовки в воде.

Теоретические основы технологий получения сорбитной структуры в проволоочной заготовке для холодного деформирования, базируются на общих закономерностях твердофазных превращений в сталях.

Структура тонкопластиночного перлита с межпластиночным расстоянием 0,4–0,2 мкм (сорбита), предпочтительная как исходная для последующей холодной деформации, получается при диффузионном превращении переохлажденного аустенита. Общеизвестно, что температурно-временные условия этого превращения хорошо отражаются диаграммами изотермического превращения.

Проанализируем диаграммы изотермического распада переохлажденного аустенита сталей с содержанием более 0,5% С, чаще всего применяющихся при производстве проволоки высокой прочности. Как видно из диаграмм [20–22], получение сорбитной структуры обеспечивается при следующих параметрах (принято, что твердость сорбитной структуры для стали с 0,8% С составляет НВ 230–330), приве-

денных в таблице 1; для перевода одних единиц твердости в другие использовали соотношения, полученные в работе [23].

**Таблица 1** - Параметры процесса получения сорбитной структуры, определенные из диаграмм изотермического распада переохлажденного аустенита

Сталь	Интервал образования сорбитной структуры, °С	Минимальный инкубационный период, с	Минимальное время конца превращения, с
75	600–660	2	25
75	500–590	1	10
У8	640–700	1	10
85	570–675	1,5	6

Установить параметры образования сорбитной структуры по ряду диаграмм [20] не представляется возможным, так как на них отсутствуют значения твердости.

Как видно из приведенных данных, параметры могут заметно отличаться и для разных и для одинаковых сталей, что обусловлено колебаниями химического состава и условий аустенитизации. Кроме того, различия в распад переохлажденного аустенита вносит, и исходная микроструктура стали [21, 22]. Тем не менее, все указанные температурные интервалы заметно выше температур селитровых ванн, обычно применяемых для патентирования (425–515°С), и это свидетельствует о том, что расплавы солей применяются для получения сорбитных структур при патентировании лишь как средства для охлаждения, обеспечивающие распад аустенита в указанных выше интервалах температур; различия же в инкубационном периоде и длительности полного превращения аустенита обуславливают некоторую нестабильность получаемых результатов.

Из приведенного анализа следует важный вывод о том, что если любым другим способом переохладить аустенит и осуществить его превращение в тех же температурных интервалах, то обеспечится получение структуры сорбита, однако превращение переохлажденного аустенита, происходящее при этом, вряд ли можно назвать строго изотермическим.

При заведомо непрерывном охлаждении также можно обеспечить получение феррито-цементитных смесей, соответствующих по твердости сорбитным структурам. Из термокинетических диаграмм превращения переохлажденного аустенита в сталях 55 и У8 [20] следует, что твердость НВ 230–330 обеспечивается при следующих параметрах (таблица 2):

**Таблица 2** - Параметры процесса получения сорбитной структуры, определенные из термокинетических диаграмм распада переохлажденного аустенита

Сталь	Температура аустенитизации, °С	Интервал образования сорбитных структур, °С	Интервал средних скоростей охлаждения во время превращения, град/с
55	900	700–550	5–10
55	1100	710–530	8–11
У8	810	700–600	4–9
У8	860	710–650	2–9

Из этих данных следует, что интервал образования структур, соответствующих по твердости сорбитным, при непрерывном охлаждении шире, чем при псевдоизотермическом охлаждении.

Таким образом, в основе получения сорбитных структур при распаде переохлажденного аустенита лежит способность этого аустенита распадаться в феррито-цементитную пластиночную смесь определенной дисперсности как в условиях изотермической и псевдоизотермической выдержки, так и в процессе непрерывного охлаждения; достижение температуры интервала превращения и изменение температуры в этом интервале может быть обеспечено различными технологическими приемами, что и определяет подходы к разработке принципиальных технологических схем получения сорбитной структуры в заготовке для производства проволоки с отдельного нагрева.

Ввиду сравнительно невысокой устойчивости переохлажденного аустенита в углеродистых сталях в температурной области образования сорбитных структур в технологических схемах целесообразно варьировать параметры аустенитизации (температуру, удельную и общую длительность нагрева) и режим охлаждения. В зависимости от химического состава стали, диаметра заготовки и ее предшествующей обработки могут быть пригодными следующие принципиальные схемы охлаждения:

- непрерывное охлаждение на спокойном воздухе, слабо движущимся воздухом либо их комбинацией (рисунок 1, а);
- кратковременное (0,5–1 с) переохлаждение водой, водными растворами солей с последующим термостатированием либо охлаждением слабодвижущимся воздухом (рисунок 1, б);
- циклическое (два и более циклов) ступенчатое переохлаждение водой, водными растворами солей с последующим термостатированием, либо с охлаждением слабо движущимся воздухом; завершающей операцией может быть кратковременный отпуск (рисунок 1, в).

Таким образом, принципиальные технологические схемы предусматривают бессолевою сорбитизацию взамен традиционного патентирования в расплавах солей или, в крайнем случае, ограничение применения расплавов солей, если в качестве термостата используется расплав соли.

Возможность получения сорбитной структуры в проволочной заготовке диаметром 4–5 мм без применения расплавов солей оценивали на образцах из сталей 60, 65, 70 марочного химического состава.

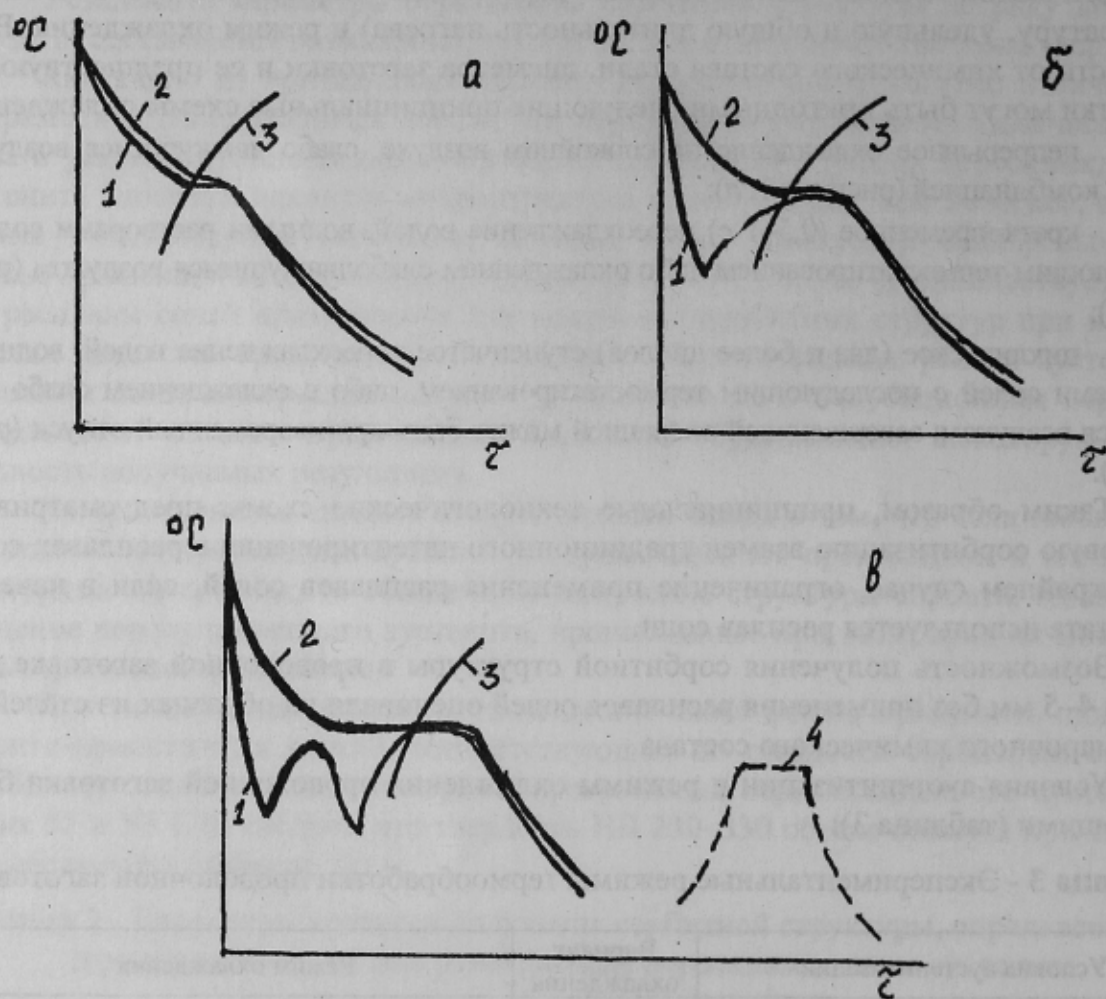
Условия аустенитизации и режимы охлаждения проволочной заготовки были следующими (таблица 3):

**Таблица 3** - Экспериментальные режимы термообработки проволочной заготовки

Условия аустенитизации	Вариант охлаждения	Режим охлаждения
Температура аустенитизации — 875, 925°C, удельная длительность нагрева — 1; 2; 5 мин/мм	А	воздухом, движущимся со скоростью 0,5 м/с
	Б	5%-ным водным раствором NaCl, 0,5 с+движущимся воздухом
	В	Водой, 1 с+движущимся воздухом
	Г	Водой, 0,5 с+движущимся воздухом 1 с+водой, 0,5 с
Температура аустенитизации — 975°C, удельная длительность нагрева — 0,5; 1; 2 мин/мм	Д	Водой, 0,5 с+движущимся воздухом, 0,5 с+спокойным воздухом
	Е	5%-ным водным раствором NaCl, 1 с+движущимся воздухом, 1 с+водой, 0,5 с+спокойным воздухом; отпуск 550°C, 300 с

Для диагностирования сорбитной структуры было проведено специальное исследование на заготовках, заведомо имеющих эту структуру: с помощью ЭВМ получили уравнение регрессии, связывающее микротвердость сорбитных структур ( $H_{\square}$ ) с содержанием углерода (% C) и степенью холодной деформации ( $\epsilon, \%$ ) заготовки перед термообработкой на сорбит (уровень доверительной вероятности принят равным 0,05):

$$H_{\square} = 4149 - 5800C - 4,33\epsilon + 4234C^2 + 13,1C\epsilon + 0,048\epsilon^2. \quad (1)$$



**Рисунок 1** — Принципиальные схемы охлаждения проволоочной заготовки при бессолевой сорбитизации: *а* — непрерывное охлаждение; *б* — кратковременное переохлаждение водой; *в* — циклическое переохлаждение водой; 1 — поверхность заготовки; 2 — центр сечения заготовки; 3 — начало распада переохлажденного аустенита; 4 — кратковременный отпуск

При варьировании условий аустенитизации и режима охлаждения изменяется кинетика распада переохлажденного аустенита, о чем свидетельствуют экспериментальные данные, полученные на образцах диаметром 5,0 мм из стали 60 (таблица 4):

Таблица 4 - Параметры распада переохлажденного аустенита в образцах диаметром 5 мм из стали 60

Температура аустенитизации, °С	Удельное время нагрева, мин/мм	Вариант охлаждения	Время до начала распада аустенита, с	Время окончания распада аустенита, с
875	5	А	7	18
		Б	3	6
925	5	А	12	17
		Б	7	13
975	2	А	15	23
		Б	6	12

Видно, что при повышении температуры аустенитизации устойчивость переохлажденного аустенита и длительность его превращения несколько увеличивается. Кратковременное подстуживание водой уменьшает эти значения, очевидно, за счет понижения температуры превращения в перлитной области.

Средняя микротвердость образцов диаметром 5,0 мм из стали 60, обработанных по некоторым режимам, приведена в таблице 5. Из уравнения (1) следует, что средняя микротвердость сорбитных структур в этих образцах (0,57% С,  $\epsilon=41\%$ ) должна составлять 2427 Н/мм<sup>2</sup>, а с учетом возможного 5%-ного отклонения она может колебаться в пределах 2300–2550 Н/мм<sup>2</sup>.

Таблица 5 – Микротвердость образцов диаметром 5,0 мм из стали 60 (0,57% С, 0,50% Мn, 0,30% Si) в зависимости от режима термообработки

Вариант охлаждения	Температура аустенитизации, °С					
	875		925		975	
	Удельная длит. нагрева, мин/мм	H <sub>0</sub> , Н/мм <sup>2</sup>	Удельная длит. нагрева, мин/мм	H <sub>0</sub> , Н/мм <sup>2</sup>	Удельная длит. нагрева, мин/мм	H <sub>0</sub> , Н/мм <sup>2</sup>
А	1	1740	1	1980	0,5	1830
	2	2400	2	2050	1	1950
	5	3070	5	2500	2	1980
Б	1	2290	1	2290	0,5	2640
	2	2370	2	2290	1	2620
	5	3020	5	2770	2	3520
В	1	2130	1	2050	0,5	1780
	2	2370	2	2050	1	2100
	5	3120	5	2100	2	3120

Как следует из таблицы 5, ряд режимов обеспечивает получение сорбитной структуры (рисунок 2), что подтверждается и наблюдениями микроструктуры и измерением микротвердости. Весьма важным является экспериментальное установление факта получения сорбитных структур в проволочной заготовке применением режимов охлаждения, исключающих использование расплавов солей.

О том, что подвергнутая бессолевой сорбитизации заготовка может быть протянута на проволоку с высоким комплексом механических свойств, свидетельствуют экспериментальные данные, приведенные в таблице 6: в ней приведены свойства проволоки диаметром 2,7 мм из стали 70, протянутой из заготовки диаметром 5,0 мм. Видно, что опытные режимы бессолевой сорбитизации обеспечивают в готовой проволоке временное сопротивление разрыву  $\sigma_b=1840-2000$  Н/мм<sup>2</sup> при относи-

тельном сужении  $\psi=30-40\%$  и числе перегибов  $n_T > 6$ . Проволока с такими характеристиками может быть использована как высокопрочная для разных целевых назначений.

**Таблица 6** - Механические свойства проволоки диаметром 2,7 мм из стали 70 (0,71% С, 0,55% Мп, 0,25% Si), протянутой из заготовки, подвергнутой термообработке без расплавов солей

Температура аустенизации, °С	Удельное время нагрева, мин/мм	Вариант охлаждения	$\sigma_b$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\delta$ , %	$\psi$ , %	Число перегибов
875	1	А	1997	1,5	36	11
	2		2007	1,0	35	7
	5		2067	1,5	36	9
	1	Б	1940	0,8	56	12
	2		1958	1,5	36	6
	5		1840	1,5	46	10
	1	В	1940	1,5	53	9
	2		2049	0,9	35	10
	5		1840	1,0	35	12
	1	Г	2033	1,0	46	11
	2		2015	1,0	36	12
	5		2043	1,5	38	8
	1	Д	2013	0,8	37	11
	2		2049	0,5	37	9
	5		2031	0,5	39	11
	1	Е	2033	1,5	32	8
	2		1936	1,0	48	11
	5		1969	1,5	54	15
975	0,5	А	1890	1,0	36,5	10
	1		2049	1,0	37	13
	2		1813	1,0	30	11
	0,5	Б	2001	1,0	56	11
	1		1813	0,8	39	12
	2		1800	1,0	52	12
	0,5	В	1885	1,5	56	13
	1		1906	0,9	37	10
	2		1960	1,0	36	10
	0,5	Г	1864	1,0	41	13
	1		1820	1,5	61	11
	2		1857	1,5	52	12
	0,5	Д	1900	1,0	43	7
	1		1908	1,5	59	13
	2		1936	1,5	50	10
	0,5	Е	1850	1,0	50	12
	1		1929	0,9	47	12
	2		1965	1,0	53	11





Рисунок 2 – Микроструктура стали 60 после аустенизации при 925°C и охлаждения по варианту Б,  $\times 600$

Таким образом, показано, что принципиально возможно получение сорбитных структур в проволочных заготовках из сталей с содержанием более 0,5–0,6% С при их термообработке по режимам, исключаям использование расплавов солей; качество такой заготовки подтверждается получением из нее проволоки с высокими механическими свойствами.

### Список литературы

1. Иводитов А.Н., Горбанев А.А. Разработка и освоение технологии производства высококачественной катанки. — М.: Металлургия, 1989. — 255с.
2. Дмитриев В.Д. Производство калиброванного металла и катанки // Итоги науки и техники. Сер. прокат. и волоч. пр-ва. ВИНТИ. — 1990. — № 16. — С.62–101.
3. Литвинов В.К., Морозов А.П., Валеев В.Х. Плазменная и электролитно-плазменная обработка и нагрев поверхности металла при производстве проволоки и ленты // Ин-т «Черметинформация». 1989 (Обз. Инф. Сер. Металловедение и термическая обработка. Вып.2 18с.).
4. Jhunberg S.L., Nelilli W.J., Reed W.H. Plasma torches as replacement for ail brunere// Iron and steel Review. — 1983. — v. 56; № 6. — P. 207–211.
5. Chang C.W., Szekely J. Plasma applications in metals processing // Ionznal of Metal. — 1982. — V. 34. — № 2. — P. 57–64.
6. Белкин П.Н., Пасинковский Е.А. Термическая и химико-термическая обработка сталей при нагреве в растворах электролитов // МиТОМ. — 1989. — № 5. — С.12–17.
7. Белкин П.Н. Химико-термическое упрочнение стальных изделий при анодном электролитном нагреве. Автор дисс. докт. техн. наук. — Киев, 1991. — 40с.
8. Скоростная термическая обработка круглого проката электролитно-плазменным способом/ В.И. Дунаевский, А.Я. Занин, О.А. Адвюшкин и др. // Сб. научн. трудов ВНИИМетмаш. — 1978. — № 56. — С.90–98.
9. Совершенствование режима электроконтактного нагрева заготовки для волочения/ А.А. Баранов, В.И. Алимов, А.В. Березин и др. // Сталь. — 1989. — № 8. — С.71–74.
10. Изготовление канатной проволоки из сорбитизированной марганцовистой заготовки /С.И. Шаповалов, В.И. Алимов, Н.И. Дроздов и др. // Бюлл. ЦНИИТЭИЧМ. — 1975. — № 8. — С.17–50.

11. Качество низколегированной стали для производства канатов / С.И. Шаповалов, В.И. Алимов, Н.И. Покровков и др. // Бюлл. «Черная металлургия». — 1977. — № 2. — С. 41–53.
12. Проволока из стали 65Г для износостойких канатов / С.И. Шаповалов, В.И. Алимов, Н.В. Протопопова и др. // Металлургическая и горнорудная промышленность. — 1977. — № 3. — С. 22–23.
13. Шаповалов С.И., Алимов В.И., Иванов А.М. Сравнительные свойства углеродистых и марганцовистых канатов для шахтного подъема // Уголь Украины. — 1978. — № 7. — С. 41–42.
14. Алимов В.И., Штыхно А.П., Жилина С.Е. Распад аустенита в деформированной изгибом стали // Известия вузов. Черная металлургия. — 1986. — № 7. — С. 155–156.
15. А.с. № 1291613 (СССР), МКИ С 21Д 9/56. Агрегат для термической обработки стальной проволоки / В.И. Алимов, В.Н. Данченко, А.В. Березин, А.Н. Петрова. (СССР). — 4с.
16. Клемм М. Образование мартенсита в сердцевине стальной катанки, подвергнутой воздушному патентированию // Черные металлы. — 1984. — № 16. — С. 24–31.
17. Yuhua T. Hot water quenching of wires // The wire industry. — 1989. — V.158. — № 2. — P. 86–92.
18. Nagyszi lazdsagu acelhuzalos, gyartase polivinilalkoholos rizpatehtozassal / Grentter Istvan, Kazoly Gynlane, Liptak Andor, Rodonyi Andor // Banyasz es kohasz. Lap. Rohasz. — 1990. — 123, № 10, — P. 460–464.
19. Алимов В.И., Белосветов В.В., Максаков А.И. Сорбитизация катанки из углеродистой стали с отдельного нагрева // Известия вузов. Черная металлургия. — 1987. — № 6. — С. 155.
20. Попова Л.Е., Повов А.А. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана: Справочник термиста. 3-е изд., перераб. и доп. — М.: Металлургия. — 1991. — 503 с.
21. Шаповалов С.И., Алимов В.И. Влияние высокотемпературной аустенитизации на изотермический распад углеродистой стали // Известия вузов. Черная металлургия. — 1972. — № 9. — С. 130–131.
22. Шаповалов С.И., Алимов В.И. Влияние температуры аустенитизации на изотермический распад углеродистой стали // Известия вузов. Черная металлургия. — 1974. — № 8. — С. 86–89.
23. Алимов В.И., Оноприенко В.Г., Гапоненко О.В. Об оценке локальной твердости во взаимодействующей системе «инструмент — заготовка» // БУ ВИНТИ «Депонированные научные работы». — 1988. — № 2. — С. 196.

© Алимов В.И., 1999.

## ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ СТАЛИ У8 ПОСЛЕ ГИДРОПРЕССОВАНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

ГОРБАТЕНКО В.П., ПОЗНЯК Е.Р., РЫЖИКОВ А.А. (ДОНГТУ)

*Установлено, что в результате пластической деформации гидропрессованием происходят специфические изменения структуры стали У8, которые сказываются и при последующей термической обработке, что влечет за собой изменение физико-механических свойств стали*

Гидропрессование приводит к формированию специфической субструктуры, отличающейся от образовавшейся в результате традиционной деформации [1]. Направленное изменение структуры и свойств стали при совместном влиянии деформации гидропрессованием и последующей термической обработки является актуальной задачей современного развития металлообработки, так как является ресурсосберегающей при производстве стальных изделий. Реализуя необходимые параметры деформации гидропрессованием, при последующей термической обработке стали, можно обеспечить дополнительное (наследственное) упрочнение изделий [2–3].

Целью данной работы является исследование структурных изменений стали У8, вызванных деформацией гидропрессованием, при последующей термической обработке.