

## Список литературы

1. Физическое металловедение. Под редакцией Р. Кана. — М.: Мир, 1968. — Вып.2. — 409 с.
2. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. — М.: Металлургия, 1986. — 479 с.
3. Goltsov V.A. Hydrogen treatment (processing) of materials: current status and prospects // Journal of Alloys and Compounds 293–295, 1999. — 844–857.
4. Гольцов В.А. О природе диффузионно-кооперативных (гидридных) превращений // Изв. ВУЗов. Цветная Металлургия, 1987. — № 1. — С. 88–96.
5. Goltsov V.A., Zhiron G.I. Comparison analysis of martensite and hydride transformations // Advance Materials and Processes. «Fundamental Problems of Developing Advanced Materials and Processes of the 21-st Century». July 27–August 1999, Baikalsk, Russia; Program & Abstracts. — Томск, Russia, 1999. — 72 p.
6. Курдюмов Г.В. Бездиффузионные (мартенситные) превращения в сплавах // Журнал технической физики, 1948. — Т. 8. — Вып.8. — С. 999–1025.
7. Goltsov V.A. The phenomenon of controllable hydrogen phase naklep and prospects for its use on metal science and engineering // Material Science and Engineering 49, 1981. — P. 109.
8. Соменков В.А., Шильштейн С.Ш. Фазовые превращения водорода в металлах (обзор). — М.: ИАЭ им. Курчатова, 1978. — 81 с.
9. Водород в металлах. Под ред. Алефельда Г., Фелькля И. — М.: Мир, 1981.
10. Shober T. Nd-H system: electron-microscopic investigation. 1. Investigation at room temperature // Physica status solidi (a) 29 (1985) 395.
11. Cassidy M.F., Wayman P.M. The crystallography of hydride formation in Zirconium. Pt.I.  $\delta \rightarrow \gamma$  transformation // Metallurgical Transactions 11A (1980) 47.
12. Cassidy M.F., Wayman P.M. The crystallography of hydride formation in Zirconium. Pt.II.  $\sigma \rightarrow \epsilon$  transformation // Metallurgical Transactions 11A (1980) 57.
13. Ивашина Ю.К., Немченко В.В., Смолин М.Д. О мартенситном характере фазовых превращений в системе Та-Н // Доклады АН СССР, 1980. — № 6. — 85 с.
14. Курдюмов Г.В., Хандрос Л.Г. О «Термоупругом» равновесии при мартенситных превращениях // Доклады АН СССР, 1949. — Т. 66. — № 2. — С. 211–214.
15. Гольцов В.А., Глухова Ж.Л., Редько А.Л. Явление водородоупругости и его роль в диффузионном рассасывании концентрационных неоднородностей водорода в металлах // Физика металлов и металловедение, 1996. — Т. 82. — Вып.2. — С. 49–55.
16. Смирнов Л.И., Гольцов В.А. Динамика систем металл-водород в континуальном приближении и некоторые водородоупругие эффекты // Физика металлов и металловедение, 1997. — Т. 84. — Вып.6. — С. 47–56.
17. Гольцов В.А., Артеменко Ю.А. Кинетические и морфологические особенности гидридных превращений в системе палладий-водород // Физика металлов и металловедение, 1991. — № 2. — С. 180–188.
18. Goltsova M.V., Artemenko Yu.A., Zaitsev V.I. Kinetic of reverse  $\beta \rightarrow \alpha$  hydride transformations in thermodynamically open palladium-hydrogen system // Journal of Alloys and Compounds 293–295 (1999) 379.
19. Гольцова М.В., Артеменко Ю.А., Зайцев В.И. Влияние перегрева выше критической точки на развитие изотермического  $\beta \rightarrow \alpha$  превращения в системе Pd-Н // Физика металлов и металловедение, 1999. — Т. 87. — С. 65–69.

© Гольцов В.А., Жиров Г.И., 2001

АЛИМОВ В.И. (ДОНГТУ), МАКСАКОВ А.И., ПЕЛЕЦ С.Н., МЕЛЬНИК С.М. (НПО «ДОНИКС»), КРЫМОВ В.Н. (ДОНГТУ)

## СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ ПРОВОЛОКЕ ПРИ ПЛАЗМЕННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

*Установлен комплекс структурных изменений поверхности и приповерхностного слоя проволоки — катанки из низкоуглеродистых сталей, кратковременно подвергнутых воздействию газовой воздушной низкотемпературной плазмы, и соответствующих им изменений свойств.*

Низкотемпературная плазма перспективна для обработки проволоки и катанки, так как удовлетворяет целостности технологических систем, характеристиками кото-

рых являются одностадийность, малооперационность, благоприятные условия для автоматизации производства и замкнутость [1]. Тем не менее, экспериментальные данные о структурно-фазовых изменениях при плазменном воздействии на металл проволоки немногочисленны ввиду специфичности параметров этой обработки и невозможности контроля их привычными методами; так, температура локального нагрева находится в широком диапазоне температур от субкритических до температур плавления и испарения отдельных фаз, а длительность локального нагрева не превышает 0,1–0,3 с, поэтому в качестве переменного параметра при кратковременном плазменном воздействии на проволоку могут служить другие параметры, например удельный показатель подводимой мощности [2], корректность которого подтверждается изменением шероховатости поверхности, механических свойств горячедеформированной заготовки с оксидами на поверхности и калиброванного продукта из нее [2]. При отработке режимов плазменной обработки может быть использован комплекс таких параметров как давление в камере, напряжение и сила тока, величина обрабатываемой поверхности изделия и скорость его перемещения, конструктивные особенности устройства и т.д. [3].

В настоящей работе изучали последствия кратковременного воздействия низкотемпературной плазмы на низкоуглеродистую стальную проволоку. Для исследований использовали катанку диаметром 6,0 мм из стали Св0,8 (0,09%С, 0,49%Mn, 0,21%Si), на которую воздействовали газовой плазмой при скорости ее движения через плазменный очаг 2,1 м/с, проволоку из нее диаметром 4,9 мм, протянутую с обжатием 34%, и проволоку диаметром 2,38 мм из стали 20 (0,19%С, 0,51%Mn, 0,24%Si), протянутую с обжатием 85%, на которую воздействовали плазмой с теми же параметрами.

Катанку и проволоку испытывали на машине FP 100/1 с записью диаграмм растяжения для оценки уровня прочности и пластичности; на продольных и поперечных шлифах изучали микроструктуру с помощью микроскопа «Neophot-21» и микротвердость структурных составляющих с помощью микротвердомера ПМТ-3. Оценку качества поверхности производили визуально при увеличении  $\times 15-30$  и на электронном профилометре с определением параметра  $Ra$ :

$$Ra = \frac{1}{L} \int_0^L |y|(x) dx,$$

где  $Ra$  — среднее арифметическое отклонение профиля по ГОСТ 25142-82, мкм;  $y_i$  — абсолютное отклонение профиля от средней линии, мкм;  $L$  — базовая длина, мкм;  $x$  — координата вдоль поверхности.

Следует отметить, что после плазменного воздействия на поверхность катанки, ее волочение на проволоку производили без дополнительной подготовки поверхности; процесс волочения был устойчивым.

Механические свойства катанки и проволоки приведены в таблице.

**Таблица** — Механические свойства проволоки и катанки из низкоуглеродистых сталей

Диам., мм	$P^*)$ , кН	$\sigma_{в}$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{0,2}$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\delta$ , %	$\psi$ , %	$n_r^{**})$ при диам. валиков, мм	
						10	15
6,0	11,6	410	341	20	72	—	—
4,9	10,5	557	480	10	60	—	—
2,38	4,85	1089	799	2,5	29	6–7	12–14

*\*)P* — разрывное усилие; *\*\*)n<sub>r</sub>* — число перегибов до разрушения

Видно, что после обжатия в 34% проволока диаметром 4,9 мм из стали Св0,8 сохраняет достаточно высокую пластичность; однако и сталь с более высоким содержанием углерода (сталь 20) успешно деформируется с высоким суммарным обжатием (85%), приобретая при этом не только высокую прочность, но и сохраняя умеренную пластичность, характерную для холоднодеформированной стали.

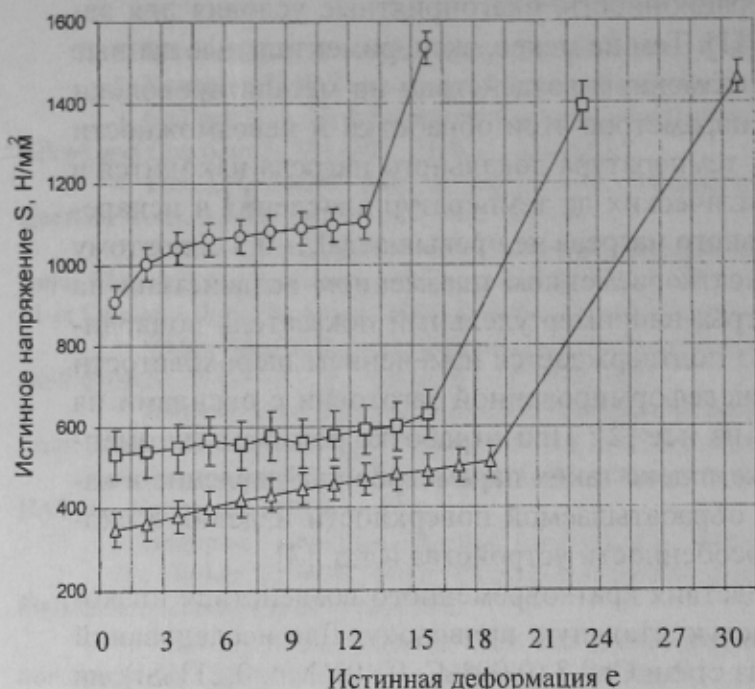


Рис. 1. Истинные диаграммы растяжения образцов: катушка диаметром 6мм ( $\Delta$ ) и проволока диаметром 4,9 мм из стали Св.-0,8; проволока диаметром 2,38 мм из стали 20 ( $\circ$ )

Тем не менее, микротвердость феррита в поверхностном слое толщиной 30–50 мкм выше и составляет 2045 Н/мм<sup>2</sup> против 1580 Н/мм<sup>2</sup> в центре сечения катушки: это может быть следствием растворения газов — кислорода, водорода, азота и иных компонентов плазмообразующего газа [4]. Качественное соотношение микротвердости сохраняется и после волочения на проволоку диаметром 4,9 мм: микротвердость феррита в поверхностном слое толщиной 20–30 мкм составляет 2150 Н/мм<sup>2</sup>, а в центре сечения — 1815 Н/мм<sup>2</sup>; микроструктура проволоки характеризуется некоторой вытянутостью зерен в направлении приложения усилия деформирования (рис. 2, б).

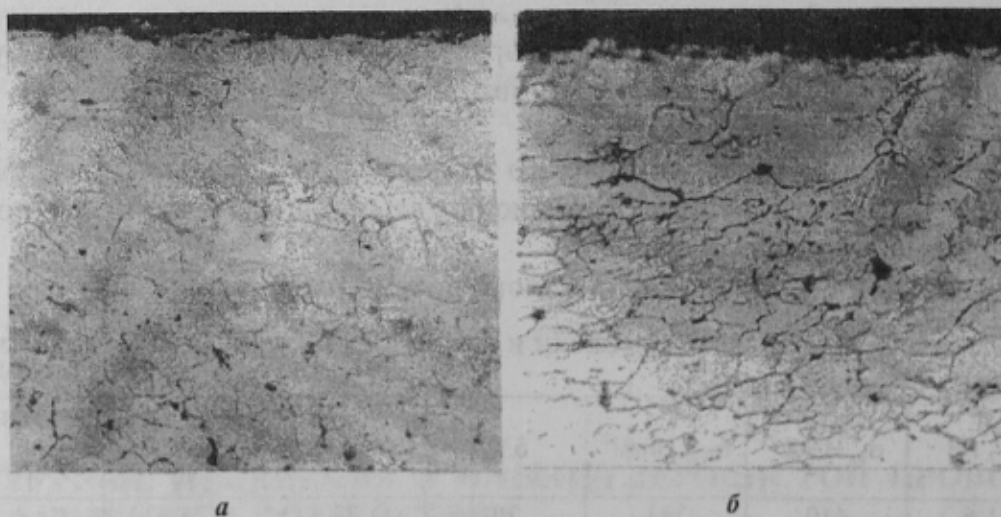


Рис. 2. Микроструктура катушки диаметром 6,0 мм (а) и волоченой проволоки диаметром 4,9 мм (б) из стали Св.-0,8, x400

Поверхность катушки после плазменного воздействия чистая, имеет светло-желтый цвет из-за образования тонких оксидных пленок, однако на ней четко видны следы воздействия плазмы в виде прижогов темно-синего цвета, а также брызги и подтеков расплавленного металла (рис. 3, а). Эти следы воздействия плазмы располагаются в виде спирали с шагом 1–3 мм и с наклоном к образующей катушки под углом около 50°, а брызги образуют полосу шириной равной 1/8–1/5 длины окружности и параллель-

С увеличением степени обжатия участок начала сосредоточенной деформации на истинных диаграммах растяжения S-ε сдвигается влево (рис. 1), что свидетельствует о снижающемся запасе пластичности ( $\epsilon = \ln(l/l_0)$ , где  $l_0$  и  $l$  — начальная длина и длина в заданный момент деформации).

Приповерхностный слой катушки диаметром 6,0 мм несколько обезуглерожен (рис. 2, а), что является в большей мере следствием технологических операций (нагрева и прокатки) перед плазменным воздействием; размер зерна феррита в этой зоне составляет № 7 по ГОСТ 5639-82, в то время как в остальном сечении зерно феррита мельче и соответствует № 8–9.

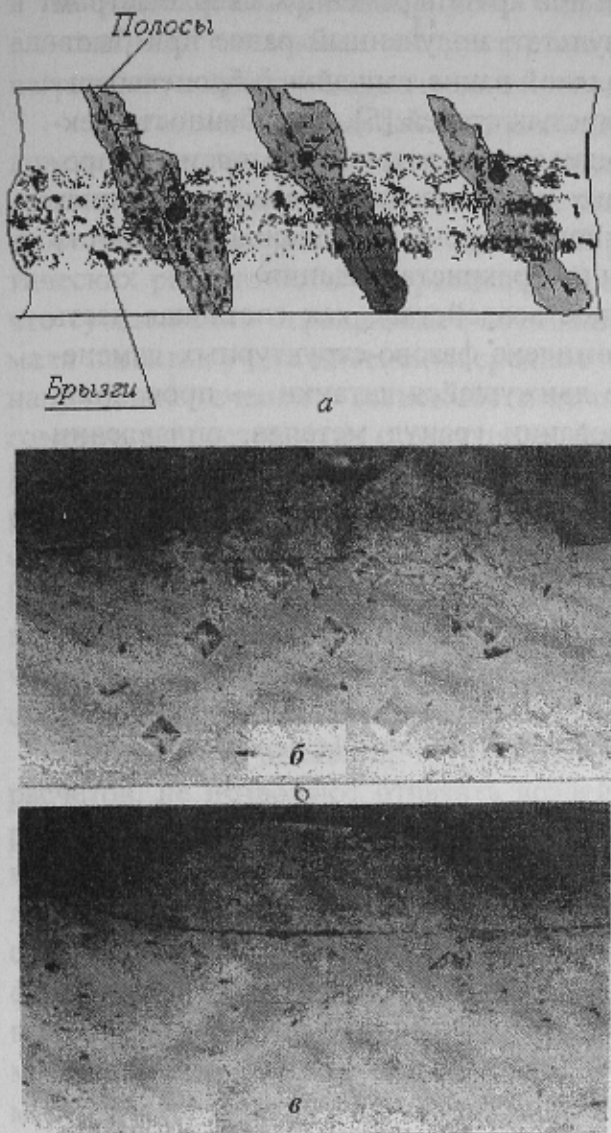


Рис. 3. Вид поверхности катанки диаметром 6,0 мм из стали Св.-0,8 после плазменного воздействия (а) и микроструктура в окрестности выступов (б, в),  $\times 400$

ную оси. Размер наиболее крупных капель составляет 0,2–0,3 мм, в то время как основная масса капель мельче ( $< 0,1$  мм).

При микроструктурном исследовании на поверхности катанки обнаруживаются выступы (рис. 3, б) размером 30–50 мкм, являющиеся предположительно, подтеками расплавленного металла; в пользу этого предположения свидетельствует наличие темной полоски под выступом, являющейся тонким слоем оксида на поверхности катанки. Микроструктура металла выступов при травлении раствором азотной кислоты в спирте не выявляется, но микротвердость весьма высока и составляет порядка 4000–4900 Н/мм<sup>2</sup>, что свидетельствует о чрезвычайно быстром охлаждении отдельных капель.

Шероховатость поверхности катанки колебалась в зависимости от того, где ее измеряли. Так, на сравнительно чистых участках параметр Ra составлял 1,24–1,81 мкм, на полоске с брызгами 2,60–2,67 мкм, а на участках с явным оплавлением его колебания составляли 2,74–17 мкм. Тем не менее, проволока диаметром 4,9 мм из этой катанки волочится без обрывов и имеет не только меньшую, но и более однородную шероховатость (1,33–3,47 мкм), что свидетельствует о непрочной связи застывших капель жидкого металла с поверхностью катанки; по-видимому, при вибрации проволоки и трении ее о сухую смазку они отслаиваются и осыпаются.

При плазменном воздействии на более тонкую сильнодеформированную проволоку диаметром 2,38 мм (обжатие 85%) следов воздействия на поверхности не наблюдали, хотя



Рис. 4. Микроструктура проволоки из стали 20, деформированной с обжатием 85%, после плазменного воздействия,  $\times 630$

наличие капель металла с диаметром, не превышающем 0,1 мм, типично и для этого случая. Концентрация капель наибольшая в продольной полоске шириной около 1/9 длины окружности, в которой, кроме того, встречаются единично оплавленные кратеры диаметром порядка 1 мм. В тонком приповерхностном слое толщиной 40–50 мкм развивается рекристаллизация (рис. 4) с сохранением повышенной плотности дефектов кристаллического строения, о чем свидетельствует практически одинаковая микротвердость рекристаллизованных и не рекристаллизованных участков металла порядка (2450 Н/мм<sup>2</sup>).

Факт развития локальной рекристаллизации при кратковременном сверхбыстром плазменном нагреве подтверждает подобный результат, полученный ранее при быстром сквозном рекристаллизационном отжиге в соляной ванне тончайшей бронекабельной проволоки диаметром 0,3 мм из низкоуглеродистых сталей [5], и особенности рекристаллизации при быстрых нагревах, заключающиеся в наложении во времени процессов возврата и рекристаллизации, протекающих поэтапно при медленных печных нагревах [6]; сохраняющаяся в условиях скоростного нагрева повышенная плотность дислокаций активизирует зарождение новых зерен при рекристаллизации.

Таким образом, кратковременное плазменное воздействие как составная часть целостной технологической системы вызывает комплекс фазово-структурных изменений на поверхности и в приповерхностном слое движущейся катанки — проволоки, выражающихся в разрушении оксидов, формировании гранул металла, оплавлении микрообъемов и рекристаллизации; технологические и механические свойства обработанной с применением плазмы низкоуглеродистой проволоки подтверждают возможности использования плазмы в промышленных технологических процессах при производстве проволоки различного целевого назначения.

### Список литературы

1. 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». — М., 1989. — Вып. 2. — 18 с.)
2. Влияние плазменного воздействия на свойства калиброванной высокоуглеродистой стали / В.И.Алимов, А.И.Максаков, А.Г.Маншилин, А.И.Теряев, В.Н.Крымов // Сб. науч. трудов ДОНГТУ. Металлургия, 2000. — № 18. — С. 89–94.
3. Булатов В.Е., Эстерлис М.Х. Очистка металлических изделий от окалины, окисной пленки и загрязнений электродуговым разрядом в вакууме // Физика и химия обработки материалов, 1987. — № 3. — С. 49–53.
4. Обработка металлов резанием с плазменным нагревом / Н.А.Резников, М.А.Шатерин, В.С.Кунин, Л.А.Резников. Под общ. ред. А.Н.Резникова. — М.: Машиностроение, 1986. — 232 с.
5. Шаповалов С.И., Алимов В.И., Матвеев Э.Г. Влияние режима отжига на механические свойства тончайшей бронекабельной проволоки. — Донецк.: Политехн. ин-т., 1976. — 10 с.
6. Иванов В.И., Осипов К.А. Возврат и рекристаллизация в металлах при быстром нагреве. — М.: Наука, 1964. — 186 с.

© Алимов В.И., Максаков А.И., Пелец С.Н., Мельник С.М., Крымов В.Н., 2001

ГОРБАТЕНКО В.П., ГОРБАТЕНКО В.В., ЛЕЙРИХ И.В. (ДОНГТУ)

### МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ДИНАМИЧЕСКИ РЕКРИСТАЛЛИЗОВАННОГО ЗЕРНА АУСТЕНИТА СТАЛЕЙ С РАЗНОЙ КОНЦЕНТРАЦИЕЙ УГЛЕРОДА

*Разработана математическая модель динамической рекристаллизации аустенита, описывающая изменение размера его зерна в зависимости от температуры и степени деформации при прокатке и концентрации углерода в стали.*

Процессы динамического разупрочнения аустенита, прежде всего, его динамической рекристаллизации в ходе горячей пластической деформации, в значительной степени определяют как конечные структуру и свойства стали при реализации различных схем деформационно-термической обработки [1, 2], так и энергосиловые параметры технологических операций формообразования изделий. Известно, что степень протекания динамической рекристаллизации аустенита зависит от уровня его горячего наклепа, соотношения продолжительности деформирования и темпа рекристаллизации, температурно-деформационных параметров процесса, фазового и химического состава стали,