

Шевеля В.В.,* **
Трытек А.С.,*
Соколан Ю.С.**

* Жешувская политехника,

г. Жешув, Польша

** Хмельницкий национальный университет,

г. Хмельницкий, Украина

ПОВЕРХНОСТНОЕ УПРОЧНЕНИЕ ДОЭВТЕКТОИДНОЙ СТАЛИ ПРИ БЫСТРОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Введение

Термообработка рабочих поверхностей деталей машин с использованием концентрированного теплового потока большой мощности позволяет решать технические задачи, связанные с повышением износостойкости металлических изделий. В этой связи с экономической точки зрения и технологических возможностей представляет интерес метод обработки электродуговой плазмой, позволяющий после поверхностного оплавления вызывать быструю кристаллизацию металла за счет интенсивного теплоотвода (метод GTAW) [1]. Однако остается недостаточно изученным вопрос влияния технологических параметров процесса оплавления с последующей перекристаллизацией стальных изделий на формирующуюся микроструктуру и ее реолого-прочностные свойства, определяющие сопротивление износу.

Методики исследований

Исследовалась доэвтектоидная низкоуглеродистая сталь следующего состава: 0,18 % C; 0,02 % Si; 0,45 % Mn; 0,016 % Cr; 0,02 % Cu; 0,28 % Al; 0,016 % P; 0,028 % S. На поверхности стальных образцов в форме плиток (200 × 50 × 10 мм) с использованием оборудования FALIG 315AC/DC проводилось зональное оплавление плазмой электрической дуги в защитной атмосфере аргона с применением неплавящегося вольфрамового электрода, упрочненного окисью тория. Оптимальная длина дуги составляла 3 мм. Сила тока равнялась $I = 100, 200$ А; скорость сканирования электрической дугой: $v_s = 200, 400, 600, 800$ мм/мин. Для интенсификации отвода теплоты от зоны оплавления и кристаллизации стальная плитка закреплялась в качестве крышки проточного калориметра так, что нижняя ее плоскость охлаждадалась потоком воды, в то время как ее верхняя поверхность подвергалась зональному оплавлению. В процессе сканирования дугой на входе и выходе калориметра измерялась температура воды при установленном ее расходе [1]. Теплота, поглощенная материалом плитки, расходуется на нагревание (Q_n) и плавление (Q_p) зоны сканирования. Количество поглощенной таким образом теплоты (принятой калориметром) рассчитывалось по формуле:

$$Q_k = Q_n + Q_p = \rho \cdot V \cdot c \cdot \Delta t,$$

где ρ – плотность воды;

V – объем воды, расходуемой в процессе оплавления;

c – удельная тепло-емкость воды;

Δt – прирост температуры воды.

Эффективность полезного использования выделяющейся в электрической дуге теплоты оценивалась по тепловому к.п.д.:

$$\eta = Q_k / Q,$$

где $Q = I \cdot U \cdot \tau$ – полное количество теплоты, выделенной за время τ .

Противоизносные свойства стали определялись при испытании образцов в форме кубиков (10 × 10 × 10 мм), которые вырезались из зон оплавления. В машине трения такой образец прижимался с контролируемым усилием к поверхности вращающегося диска диаметром 210 мм, изготовленного из белого чугуна (60 HRC). Удельная нагрузка равнялась $P_n = 1$ МПа, скорость скольжения (без смазки) $v_t = 1,6$ м/с, время испытания 2 часа. Интенсивность изнашивания рассчитывалась по формуле:

$$Z = \frac{\Delta m}{\rho \cdot A \cdot L},$$

где Δm – убыль массы образца;

ρ – плотность стали;

A – площадь контакта;

L – путь трения.

Микромеханические и реологические свойства поверхностных слоев оценивались по параметрам кинетических диаграмм непрерывного вдавливания индентора Берковича на установке NHT/NST фирмы CSM Instruments (Швейцария). Исследовались двукратные нагрузочно-разгрузочные циклы с регистра-

цией зависимости глубины внедрения индентора (Pd) от действующей силы (Fn). При этом определялись: микротвердость $HV_{0,05}$, модуль упругости Юнга E , релаксационная способность R (отношение работы сил упругого последования к полной работе внедрения индентора), контактная жесткость S и площадь петли гистерезиса W_H , характеризующая механические потери (циклическую вязкость) при повторном нагружении. Контактная жесткость S определяется величиной снижения силы при разгрузке индентора, приходящегося на единицу деформации [1]. Чем меньше величина S , тем более материал микропластичен.

Вязкопрочностные и трибологические свойства приповерхностных слоев определялись скреще-методом на трибосклерометре REVETEST фирмы CSM Instruments, позволяющем измерять силу и коэффициент трения, а также уровень акустической эмиссии при сканировании изучаемой поверхности алмазным индентором Роквелла ($V_{СК} = 4$ мм/мин).

Результаты исследований и их обсуждение

На первом этапе исследовалось влияние основных технологических параметров процесса GTAW (силы тока и скорости сканирования дугой) на количество теплоты, принимаемой образцом - плиткой при нагреве и оплавлении ($Q_k = Q_n + Q_p$), а также на величину теплового к.п.д. процесса η (рис. 1). Напряжение дуги имело второстепенное значение.

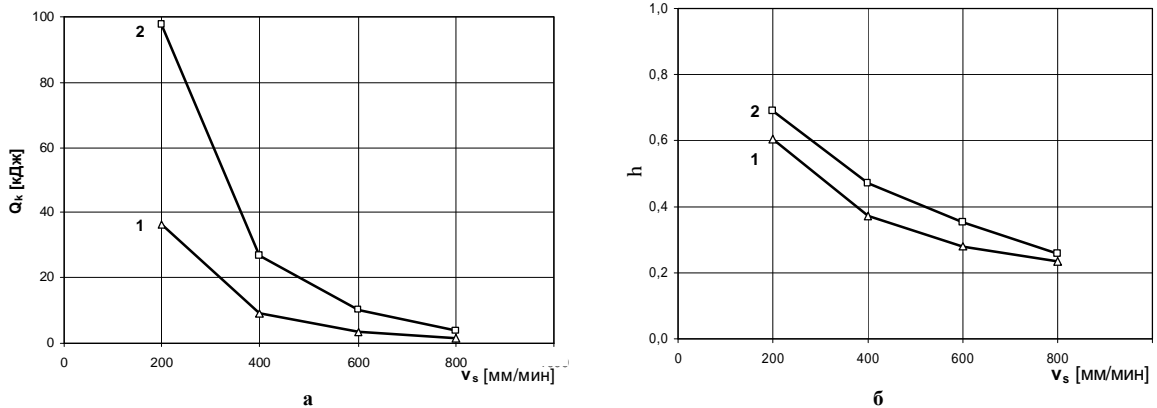


Рис. 1 – Зависимость поглощенного количества теплоты Q_k (а) и теплового к.п.д. η (б) от скорости сканирования электрической дугой и силы тока: 1 – $I = 100$ А; 2 – $I = 200$ А ($U = 14$ В)

Полученные зависимости показывают, что эффективность приема теплоты образцом растет с увеличением силы тока и уменьшением скорости сканирования. В исследованном диапазоне наибольшие значения теплового к.п.д. ($\eta = 60 \div 70$ %) наблюдались при скорости $v_s = 200$ мм/мин.

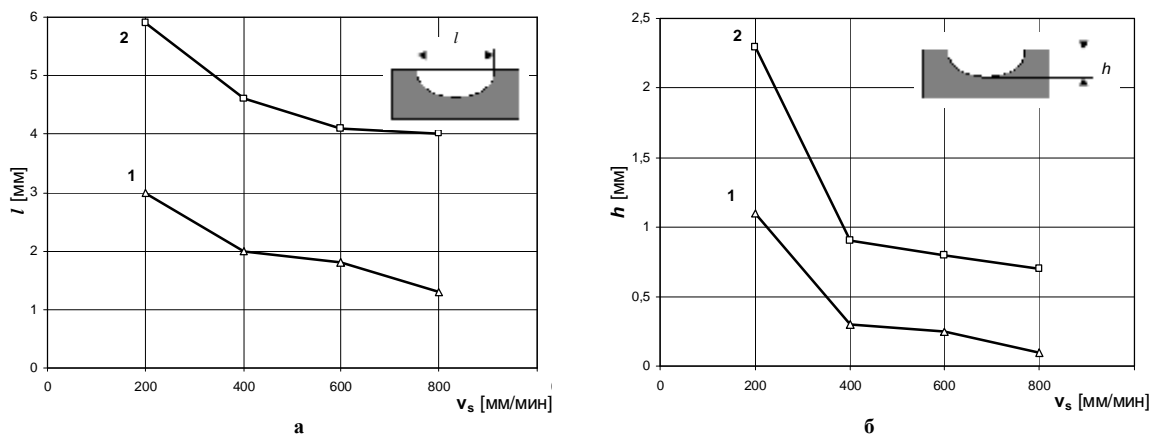
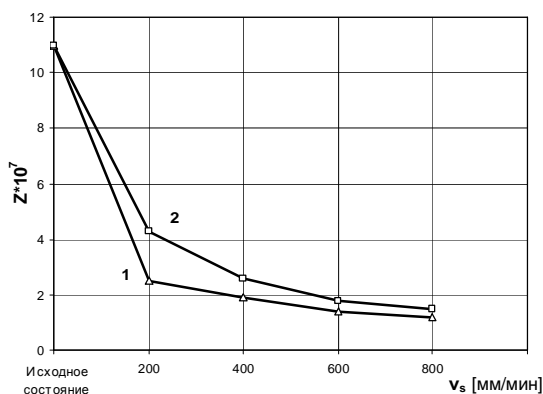


Рис. 2 – Влияние силы тока и скорости сканирования электрической дугой на ширину l (а) и глубину h (б) оплавлений: 1 – $I = 100$ А; 2 – $I = 200$ А

Рис. 2 иллюстрирует влияние изучаемых технологических параметров на геометрические показатели оплавлений. Видно, что ширина, глубина и площадь поперечного сечения оплавлений увеличиваются при росте силы тока и при уменьшении скорости сканирования. Эти геометрические характери-

ки имеют повышенную чувствительность к изменению силы тока при низкой скорости сканирования. Величины Q_k и η , влияя на показатели l и h , одновременно формируют температурно-скоростные параметры теплового цикла: нагрев - оплавление - кристаллизация - закалка - самоотпуск стали. Решающим фактором, влияющим на формирование структуры стали, является скорость отвода тепла от зоны оплавления.



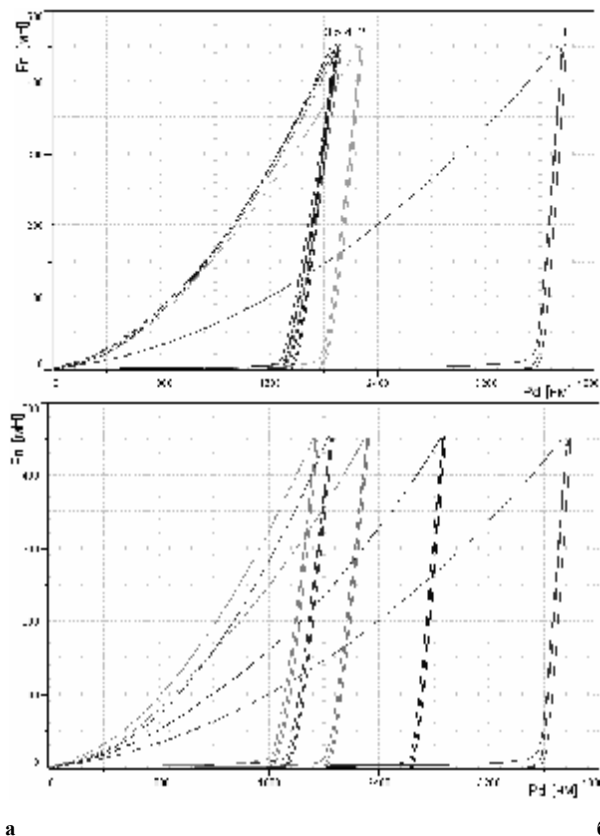
**Рис. 3 – Зависимость интенсивности изнашивания стали от скорости сканирования электрической дугой ($F_n = 1$ МПа, $v_t = 1,6$ м/сек):
1 – $I = 100$ А; 2 – $I = 200$ А**

Проведено сопоставление износостойкости стали в зависимости от параметров оплавления – силы тока и скорости сканирования (рис. 3).

Установлено, что износостойкость стали значительно возрастает с увеличением скорости сканирования и с уменьшением силы тока. Так, после оплавления при скорости сканирования 800 мм/мин и силе тока 100 А интенсивность изнашивания уменьшается почти на порядок. Это свидетельствует о том, что повышенная скорость сканирования и пониженная сила тока способствуют такой оптимизации условий охлаждения и кристаллизации, при которых формируется микроструктура с благоприятными прочностными и

вязкоупругими свойствами.

На рис. 4 приведены диаграммы испытаний исследуемых материалов непрерывным вдавливанием индентора (два цикла нагружения). Исследовались приповерхностные слои (на глубине $h = 50$ мкм) на шлифах поперечного сечения областей оплавления в сравнении с исходным (без оплавления) состоянием.



**Рис. 4 – Кинетические диаграммы непрерывного микровдавливании индентора после оплавления при силе тока дуги $I = 100$ А (а) и $I = 200$ А (б):
1 – исходное состояние; 2 - 5 – $v_s = 200, 400, 600, 800$ мм/мин (NHT/NST CSM Instruments)**

Таблица 1

Сравнение микромеханических показателей ($v_s = 800$ мм/мин)

Состояние	Микро-	Модуль	Релаксационная	Площадь петли	Контактная
-----------	--------	--------	----------------	---------------	------------

материала	твёрдость, $HV_{0,05}$	упругости E , ГПа	способность		гистерезиса $W_H \cdot 10^{-3}$, пДж	жесткость S , мН/мм
			R_1 , %	R_2 , %		
Исходное	140	155	4,5	55	4	3,1
Упрочнение при $I = 100$ А	580	205	23	87	11	1,4
Упрочнение при $I = 200$ А	570	230	17	78	9	2,0

На основании записи таких диаграмм получены значения ряда микромеханических показателей, характеризующих сопротивление микропластической деформации и упруговязкие свойства стали после упрочняющей обработки (рис. 5). Проявляется специфическая закономерность: с увеличением скорости сканирования при оплавлении и последующей быстрой кристаллизации существенно повышаются микротвердость ($HV_{0,05}$), упругость (E), релаксационные показатели (R_1 , R_2) и диссипативная способность (W_H). При этом жесткость контактного взаимодействия индентора с материалом (S) снижается. Для наглядности сравнения указанные характеристики сведены в табл. 1 для скорости сканирования $v_s = 800$ мм/мин.

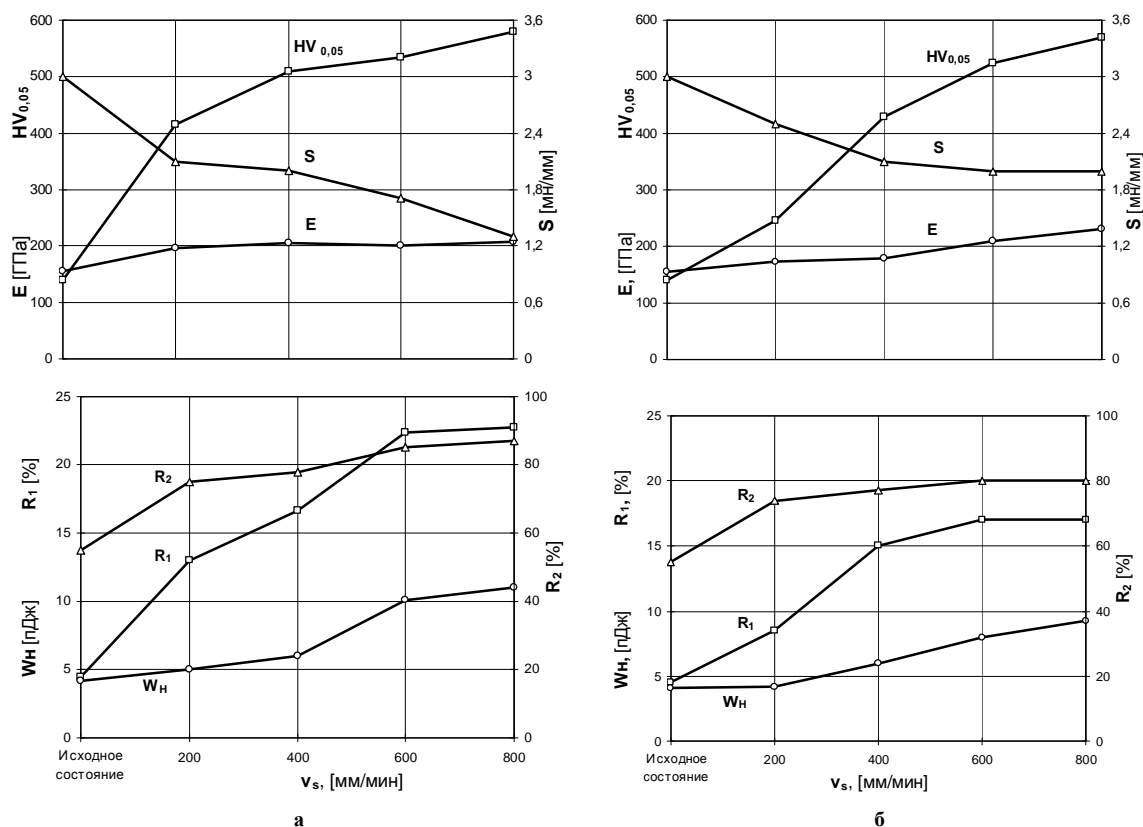


Рис. 5 – Влияние скорости сканирования электрической дугой на микромеханические свойства упрочненных поверхностей при $I = 100$ А (а) и $I = 200$ А (б):

$HV_{0,05}$ – микротвердость; E – модуль упругости Юнга; S – контактная жесткость;

R_1 и R_2 – релаксационная способность в первом и втором цикла; W_H – площадь петли гистерезиса

Из приведенных данных следует, что изучаемая технология дает повышение твердости в 4 раза, модуля упругости в 1,3 - 1,5 раза, релаксационной способности в 4 - 5 раз, диссипативной способности (циклической вязкости) в 2 - 3 раза с одновременным снижением контактной жесткости в 1,5 - 2 раза.

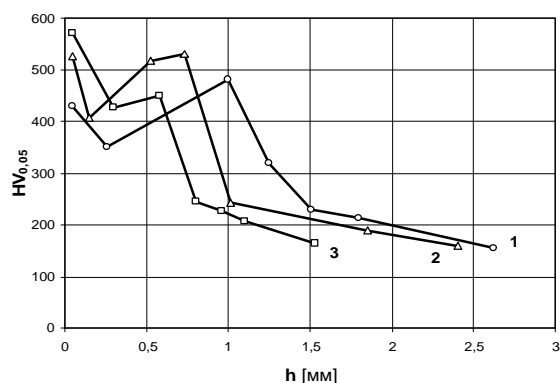


Рис. 6 – Изменение микротвердости по глубине области оплавления в зависимости от скорости сканирования электрической дугой ($I = 200$ А); 1 - 3 – $v_s = 400, 600, 800$ мм/мин

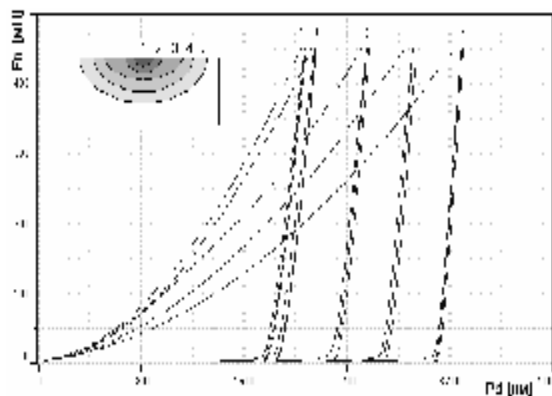


Рис. 7 – Кинетические диаграммы микровдавливания индентора, соответствующие зонам, формирующимся после оплавления при $I = 200$ А, $v_s = 400$ мм/мин; 1 - 4 – зоны, соответственно, дендритной кристаллизации (1), перегрева (2), нормализации (3), рекристаллизации (4); 5 – переходная область (NHT/NST CSM Instruments)

Металлографические исследования показали, что в результате оплавления и быстрой кристаллизации изучаемой стали в поверхностном слое формируется верхний или нижний бейнит (в зависимости от скорости охлаждения) и ориентированная видманштеттова структура феррита («игольчатый феррит») с прослойками перлита. Характер изменения микротвердости по глубине от оплавленной области (рис. 6) отражает формирование зон, соответствующих определенным температурам нагрева и скоростям охлаждения (рис. 7). Наблюдаются четыре характерные зоны: область дендритной (ориентированной) кристаллизации, крупнозернистая зона перегрева (1100 - 1500 °С), зона нормализации с мелко-зернистой структурой (900 - 1100 °С) и зона рекристаллизации (600 - 900 °С).

Примечательно, что при четырехкратном повышении твердости износостойкость стали увеличилась почти в десять раз. Это свидетельствует о том, что сопротивление износу металлов при трении определяется не только макроскопической прочностью и твердостью, но и способностью к релаксации локальных пиковых напряжений в условиях динамического контактного взаимодействия.

Релаксационные процессы при внешнем трении реализуются различными теплотворными механизмами внутреннего трения (диссипации механической энергии), которые обусловлены проявлением неупругости в условиях циклического динамического взаимодействия пятен фактического контакта [2]. Одним из показателей неупругости (внутреннего трения) является петля гистерезиса, площадь которой характеризует вязкость и релаксационную способность материала. При повторных нагружениях гистерезисные потери в значительной степени связаны с эффектом Баушингера, проявляющимся в уменьшении напряжения микротекучести при изменении знака приложенной силы. Это связано с тем, что при деформации материала в одном направлении дислокационные скопления создают напряжения, противодействующие приложенной нагрузке. При изменении направления силы на противоположное (например, при разгрузке индентора) внутренние контактные напряжения суммируются с внешней нагрузкой, вызывая микротекучесть при более низких напряжениях [3].

После оплавления и быстрой кристаллизации формируется феррито-бейнитная ориентированная гетерогенная структура повышенной твердости, значительно менее подверженная деформационному наклепу и охрупчиванию по сравнению со сталью в исходном нормализованном состоянии. Поэтому с увеличением доли упрочняющей фазы увеличиваются гистерезисные потери, снижается контактная жесткость и растет величина упругого последствия, которая является одним из показателей релаксационной способности. Из сопоставления данных, приведенных на рис. 3 и 5, видно, что структуры перекристаллизации, полученные при силе тока $I = 100$ А (рис. 5, а), $I = 200$ А (рис. 5, б) и скоростях сканирования $v_s = 600, 800$ мм/мин приобретают практически одинаковую повышенную твердость. Однако износостойкость таких структур различна. Это обусловлено тем, что режим обработки при $I = 100$ А более существенно улучшает релаксационные показатели (R и W_H) и повышает микро-пластичность (S), которая непосредственно связана с процессами релаксации. Эти выводы подтверждаются исследованиями с применением склерометрии (скрѐч-метода).

На рис. 8 - 10 приведены данные склерометрического анализа поперечных шлифов стали в исходном состоянии и после поверхностного упрочнения методом быстрой кристаллизации. Рис. 8, а показывает, что для стали в исходном нормализованном состоянии с ростом контактного давления непосредственно в процессе движения индентора существует критическая нагрузка (около 25 N), при которой накопленная упругая энергия достигает предельного значения, материал охрупчивается и образуются разрывы (микро-

трещины). В процессе образования таких микротрещин упругая энергия высвобождается в виде упругих волн, вызывающих акустическую эмиссию (АЭ) с одновременной релаксацией внутренних микронапряжений. Другими словами, в нормализованной стали деформационное упрочнение сопровождается наклепом с охрупчиванием, приводящим к быстрому развитию процессов разрушения [4].

В то же время сталь, упрочненная при быстрой кристаллизации (рис. 8,б), судя по отсутствию акустико-эмиссионной активности в значительно большем нагрузочном диапазоне склерометрирования (до $F_n = 120\text{ N}$), не проявляет признаков трещинообразования, свидетельствуя о сочетании высоких показателей твердости и вязкоупругости. При этом наблюдается двукратное снижение силы и коэффициента трения (например, при $F_n = 50\text{ N}$).

Рис. 9 иллюстрирует реакцию исходной и упрочненной структур стали на скрэчвоздействие при постоянных значениях действующих на индентор контактных нагрузок. На стали неупрочненной уже при $F_n = 20\text{ N}$ (рис. 9, а) наблюдаются периодические всплески АЭ, которые, как правило, соответствуют минимумам силы и коэффициента трения. По-видимому, сила трения, среднее значение которой составляет $7,5\text{ N}$, уменьшается в момент высвобождения упругой энергии при образовании микронесплошностей с разблокировкой дислокационных барьеров, сопровождающейся релаксацией напряжений и излучением импульсов АЭ. В то же время в упрочненной зоне (рис. 9, б) даже при значительно большей контактной нагрузке ($F_n = 100\text{ N}$) и более высокой силе трения ($F_t = 56\text{ N}$) микротрещины не образуются, о чем говорит отсутствие сигналов АЭ.

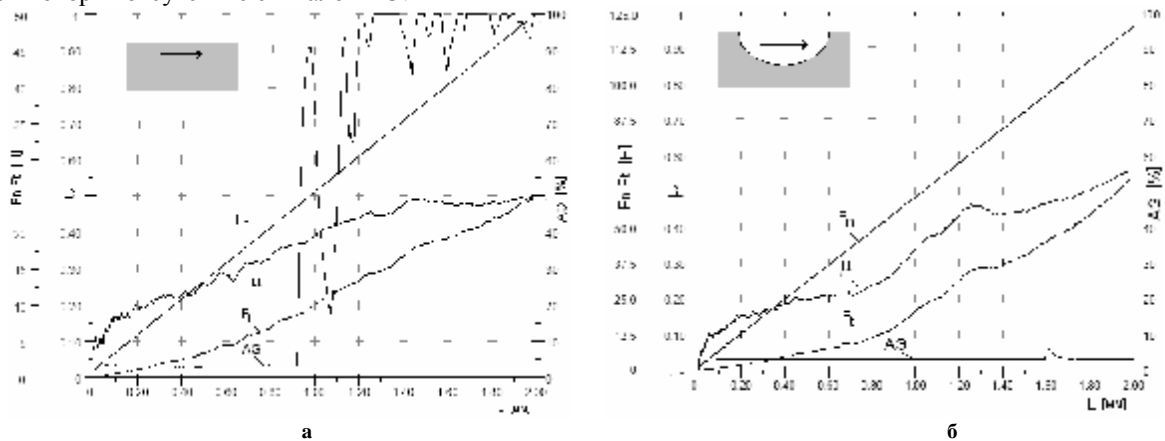


Рис. 8 – Влияние контактной нагрузки на склерометрические показатели стали в исходном состоянии (а) и после упрочнения при $I = 100\text{ A}$, $v_s = 200\text{ мм/мин}$ (б):

F_n – нормальная сила; μ – коэффициент трения; F_t – сила трения; АЭ – акустическая эмиссия (REVETEST CSM Instruments)

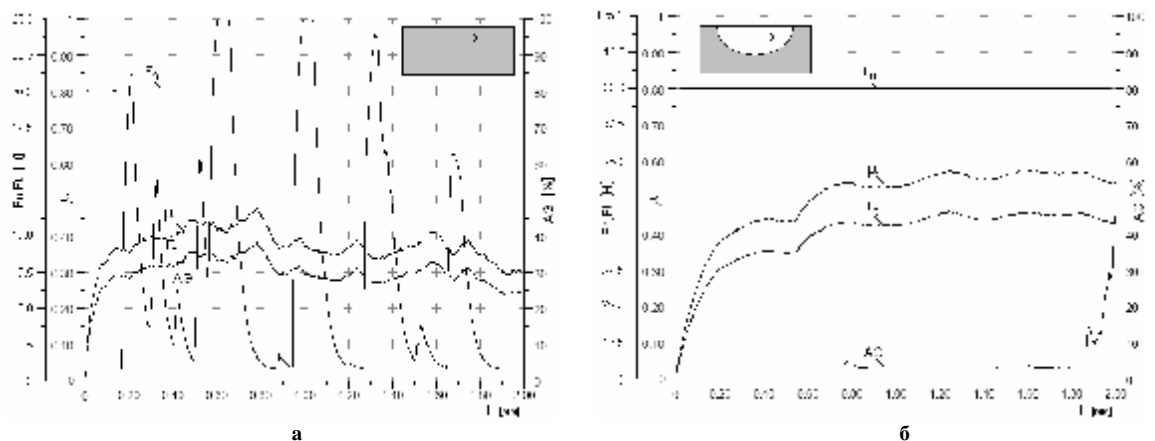


Рис. 9 – Сопоставление склерометрических показателей при постоянных значениях контактной нагрузки для исходного состояния стали (а) и после упрочнения при $I = 100\text{ A}$, $v_s = 400\text{ мм/мин}$ (б):

F_n – нормальная сила; μ – коэффициент трения; F_t – сила трения; АЭ – акустическая эмиссия (REVETEST CSM Instruments)

На рис. 10 показан характер изменения склерометрических показателей при переходе индентора из упрочненной зоны в материал с исходной структурой. При контактной нагрузке ($F_n = 40\text{ N}$), превышающей критическое значение для стали в исходном состоянии, упрочненная зона практически не проявляет акустико-эмиссионной активности. В то же время движение индентора вне зоны упрочнения сопровождается интенсивной акустической эмиссией, свидетельствующей о развитии трещинообразования.

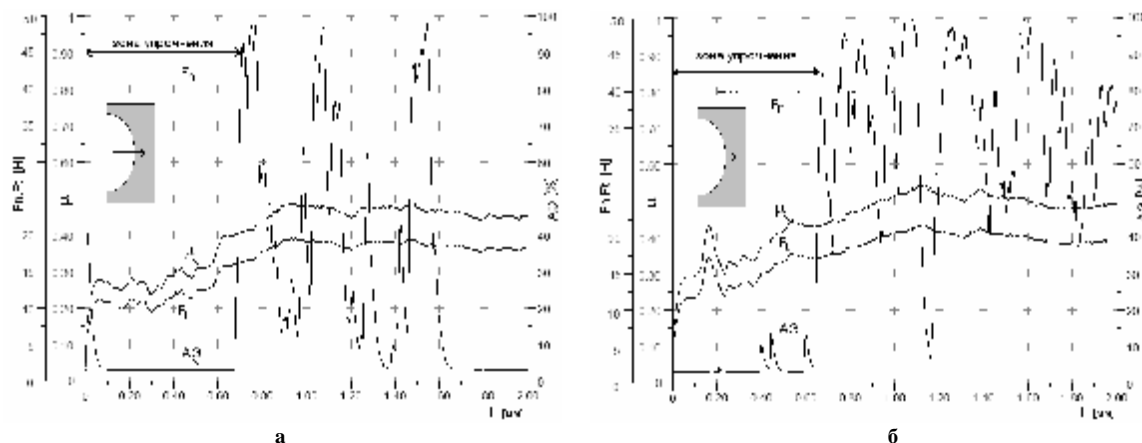


Рис. 10 – Примеры склерометрического анализа перехода из упрочненной зоны в область исходного состояния стали:
а – $I = 100$ А; $v_s = 200$ мм/мин; б – $I = 200$ А; $v_s = 800$ мм/мин; F_n – нормальная сила;
 μ – коэффициент трения; F_t – сила трения; АЭ – акустическая эмиссия (REVETEST CSM Instruments)

При меньшей глубине внедрения индентора в зоне упрочнения регистрируются меньшие значения как силы трения, так и коэффициента трения (рис. 11).

Таким образом, при быстрой кристаллизации низкоуглеродистой стали формируется тонкая микроструктура, состоящая преимущественно из реечного (пластинчатого) бейнита (пересыщенный углеродом феррит + карбиды) и игольчатого феррита. Такая микроструктура с ориентированными фазами, образующимися по сдвиговому механизму, проявляет одновременно высокую прочность и благоприятную вязкость из-за малой длины свободного пробега дислокаций [5].

Последнее и объясняет низкую акустико-эмиссионную активность упрочненных зон, т.к., по данным [6], интенсивность АЭ микроуровня определяется не столько плотностью дислокаций, сколько их подвижностью и длиной свободного пробега.

В заключение заметим, что проведенные нами ранее подобные склерометрические исследования [1] на высокоуглеродистом сплаве - чугуна дали противоположную картину: область оплавления и последующей закалки, имевшая структуру цементитной эвтектики с мартенситной основой, показала более высокую акустико-эмиссионную активность, нежели исходный материал (исследовалась непосредственно поверхность оплавленной зоны, а не её поперечное сечение). Это вызвано тем, что на метастабильном мартенсите при относительно небольших контактных нагрузках ($F_n = 10; 20$ N) проявляется микроуровневый (дислокационный) механизм структурной перестройки, вызывающий акустическую эмиссию. Такой динамический процесс обуславливается прежде всего высокой плотностью подвижных дислокаций, которые, имея достаточную длину свободного пробега, под действием внешней нагрузки изменяют свое энергетическое состояние, вызывая локальную релаксацию пиковых напряжений. Именно поэтому при деформации мартенситных структур вклад релаксации напряжений, обусловленный микропластичностью, превалирует над механическим наклепом с трещинообразованием [4].

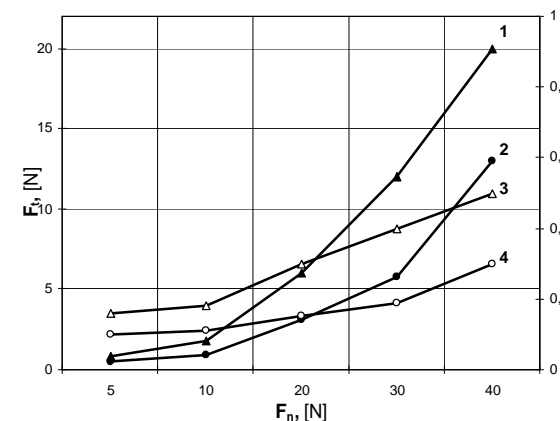


Рис. 11 – Влияние контактной нагрузки на склерометрические показатели в зоне упрочнения (2, 4) и за ее пределами (1, 3):

1, 2 – сила трения; 3, 4 – коэффициент трения.
Условия оплавления: $I = 100$ А, $v_s = 200$ мм/мин

средственно поверхность оплавленной зоны, а не её поперечное сечение). Это вызвано тем, что на метастабильном мартенсите при относительно небольших контактных нагрузках ($F_n = 10; 20$ N) проявляется микроуровневый (дислокационный) механизм структурной перестройки, вызывающий акустическую эмиссию. Такой динамический процесс обуславливается прежде всего высокой плотностью подвижных дислокаций, которые, имея достаточную длину свободного пробега, под действием внешней нагрузки изменяют свое энергетическое состояние, вызывая локальную релаксацию пиковых напряжений. Именно поэтому при деформации мартенситных структур вклад релаксации напряжений, обусловленный микропластичностью, превалирует над механическим наклепом с трещинообразованием [4].

Заключение

Поверхностное оплавление малоуглеродистой стали концентрированным тепловым потоком плазмы электрической дуги с последующей быстрой кристаллизацией формирует видманштеттову структуру феррита с бейнитной упрочняющей фазой. Такой материал при высокой твердости проявляет улучшенные вязкоупругие и релаксационные свойства, что обеспечивает значительный рост износостойкости. При скрэч-анализе не исключено влияние на акустико-эмиссионный эффект анизотропии свойств микроструктуры, что требует дополнительных исследований.

В исследованиях использовано оборудование, закупленное согласно проекту № POPW.01.03.00-18-012/09 в рамках Программы развития Восточной Польши, финансируемой Европейским Союзом из средств Европейского фонда регионального развития.

W badaniach wykorzystano aparaturę zakupioną w projekcie nr POPW.01.03.00-18-012/09 z Funduszy Strukturalnych w ramach Programu Operacyjnego Rozwój Polski Wschodniej współfinansowanego przez Unię Europejską ze środków Europejskiego Funduszu Rozwoju Regionalnego.

Литература

1. Шевеля В.В., Трытек А.С., Калда Г.С. Влияние электродуговой обработки на структуру и износостойкость чугуна // Проблемы трибологии. – 2009. – № 2. – С. 6-15.
2. Шевеля В.В., Олександренко В.П. Трибохимия и реология износостойкости. – Хмельницкий: ХНУ, 2006. – 278 с.
3. Булычев С.И., Алехин В.П. Испытание материалов непрерывным вдавливанием индентора. – М.: Машиностроение, 1990. – 224 с.
4. Шевеля В.В. Структурно-реологические механизмы снижения динамической напряженности и деформационного упрочнения фрикционного контакта / Трытек А., Олександренко В.П., Швед М., Соколан Ю.С. // Проблемы трибологии. – 2010. – № 1. – С. 6-16.
5. Металловедение. Сталь. Справочник, Том 1. – М.: Металлургия, 1995. – 447 с.
6. Новиков Н.В., Вайнберг В.Е. О физической природе акустической эмиссии при деформировании металлических материалов // Проблемы прочности. – 1977. – № 12. – С. 65-69.

Надійшла 15.06.2011