

# ФИЗИКА ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ

УДК 539.2

© М. В. Ярошенко, 1994

Черкасский инженерно-технологический институт

## БЫСТРЫЙ НАГРЕВ: УСКОРЕНИЕ ДИФФУЗИИ И СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В СИСТЕМАХ Fe—Cr и Fe—Ni—Cr

*Экспериментально обнаружено, что толщина хромового покрытия на железе увеличивается в несколько раз при быстром нагреве образцов (со скоростью от 100 до 400 К/с) от комнатной температуры до температур, лежащих ниже точки плавления железа. При быстром нагреве массивных образцов системы Fe—Cr между железом и хромом растет прослойка хромистой стали типа X20. Разработан теоретический подход, позволяющий описать и смоделировать этот процесс с помощью компьютера. Несмотря на то, что никелевое покрытие на железе не утолщается при быстром нагреве, двухслойное никелево-хромовое покрытие не только утолщается, но становится ^частичным и не разрывается при изгибе. Полученные результаты позволяют рекомендовать метод быстрого нагрева для увеличения пластичности таких покрытий.*

*Експериментально знайдено, що товщина хромового покриття на залізі збільшується в кілька разів під час швидкого нагріву зразків (із швидкістю від 100 до 400 К/с) від кімнатної температури до температур, що лежать нижче точки плавлення заліза. Під час швидкого нагріву масивних зразків системи Fe—Cr між залізом та хромом росте прошарок хромистої сталі типу X20. Розроблено теоретичний підхід, який дозволяє описувати та моделювати цей процес з допомогою комп'ютера. Не дивлячись на те, що нікелеве покриття на залізі не потовщується під час швидкого нагріву, двошарове нікелево-хромове покриття не тільки потовщується, але стає пластичним і не розривається під час згинання. Отримані результати дозволяють рекомендувати метод швидкого нагріву для підвищення пластичності таких покриттів.*

Введение. Проблема ускорения диффузионных процессов особенно важна с точки зрения создания различных новых технологий обработки деталей и получения защитных покрытий. Одним из перспективных путей ускорения диффузии является высокоскоростная пластическая деформация (ВСПД) [1]. Однако до сих пор нет единого мнения о механизме ускорения диффузии в этом процессе. Наиболее приемлемым можно считать объяснение, использующее механизм рождения и миграции междуузель-

ных атомов при ВСПД. Рождающиеся при ВСПД неравновесные вакансии являются ловушками для этих междуузельных атомов, поэтому с увеличением температуры опыта глубина проникновения атомов не всегда увеличивается [1].

Еще одним перспективным путем ускорения диффузии является быстрый нагрев образцов многослойными покрытиями. Известно, например, что диффузия ускоряется в биметаллическом покрытии (Si—Zn) на стали при быстром

Работа рекомендована для опубликования в журнале «Металлофизика и новейшие технологии» Оргкомитетом II Совещания «Механизмы структурных превращений в металлах и сплавах» (Украина, пос. Сокирне Черкасской обл., 6—11 сентября 1993 г.) и подготовлена для публикации авторами на основе материалов доклада, сделанного на Семинаре.

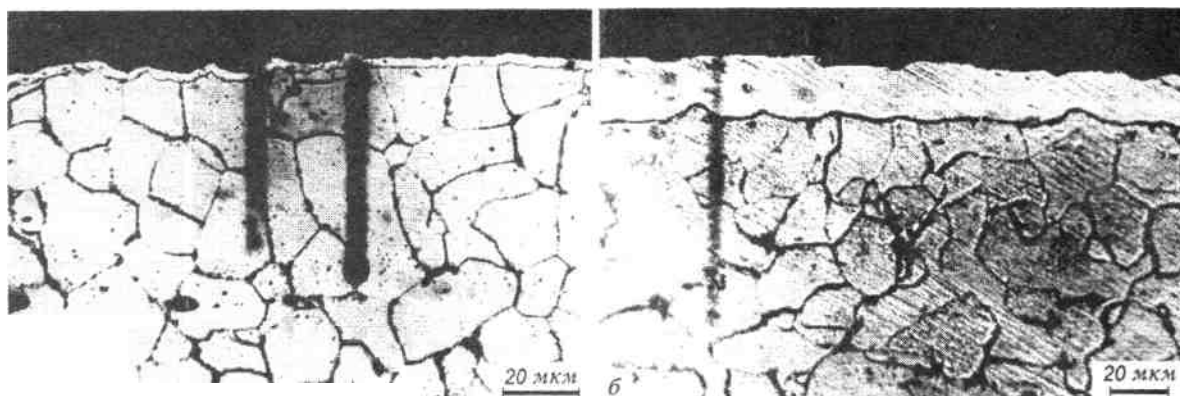


Рис. 1. Увеличение толщины исходного хромового покрытия (а) на стали Ст08кп после быстрого нагрева от комнатной температуры до 1400 °С за 10 с и охлаждения на воздухе (б). По глубине отпечатков шарика микротвердомера можно судить о твердости образовавшегося слоя ( $d$  - диаметр отпечатка шарика на стальной матрице)

нагреве [2]. В работе [2] была сделана попытка объяснить ускорение диффузии протеканием переменного тока высокой частоты через биметаллический слой, поскольку быстрый нагрев образцов осуществлялся токами высокой частоты (ТВЧ). Был сделан вывод, что равновесная концентрация вакансий может увеличиться в несколько раз под действием переменного тока. Однако такое незначительное увеличение равновесной концентрации вакансий не может объяснить наблюдаемое ускорение диффузии на несколько порядков. В работе [3] была сделана попытка объяснить ускорение диффузии в системе Си—Zn появлением большого количества неравновесных вакансий в медном слое на движущихся ступеньках переползающих под действием растягивающих напряжений дислокаций, поскольку коэффициент линейного расширения цинка значительно больше, чем меди. Эта теоретическая модель качественно соответствовала результатам, полученным в работе [2]. Однако доказательств справедливости этих рассуждений не было. Чтобы более глубоко изучить явление ускорения диффузии при быстром нагреве, были проведены опыты по быстрому нагреву образцов бинарных систем Fe—Сг и Fe—Ni, а также тернарной системы Fe—Ni—Сг [4, 5]. Основным результатом этих работ было установление того, что после быстрого нагрева образцов до температур ниже точки плавления основы (стали) и охлаждения на воздухе толщина изначально хромового покрытия многократно увеличивалась, толщина никелевого по-

крытия не изменялась, но толщина хромо-никелевого покрытия увеличивалась.

В настоящей работе сделана попытка обобщить полученные результаты и нарисовать приемлемую картину явления на основании новых результатов исследований, доказывающих справедливость разработанной теоретической модели.

**Эксперимент. Результаты.** В экспериментах использовались образцы размером 50x50 мм из стали Ст08кп, покрытые со всех сторон хромом (толщина покрытия около 3 мкм), никелем (толщина покрытия около 4 мкм) и послойно никелем (4 мкм) и хромом (около 1 мкм). Толщину стали меняли от 0,3 до 2 мм. Кроме того, использовали образцы Ст08кп толщиной 1,5 мм, покрытые со всех сторон толстым слоем хрома (толщиной около 0,5 мм).

Образцы с покрытиями подвергали следующим видам термообработки.

1. Быстрый (импульсный) нагрев длительностью до 10 с до температур 500—1400 °С с последующим охлаждением на воздухе или закалкой в воде. Поверхность образца нагревалась тепловым потоком мощностью около 50 Вт на квадратный сантиметр, что обеспечивало нагрет образцов со скоростью от 100 до 400 К/с. В работе [5] показано, что в этом случае происходит равномерный нагрев образца, поскольку разность температур между поверхностью и центром образца составляет всего около 1 К.

2. Отжиг в изотермическом режиме при 1000 °С в течение 15 мин.

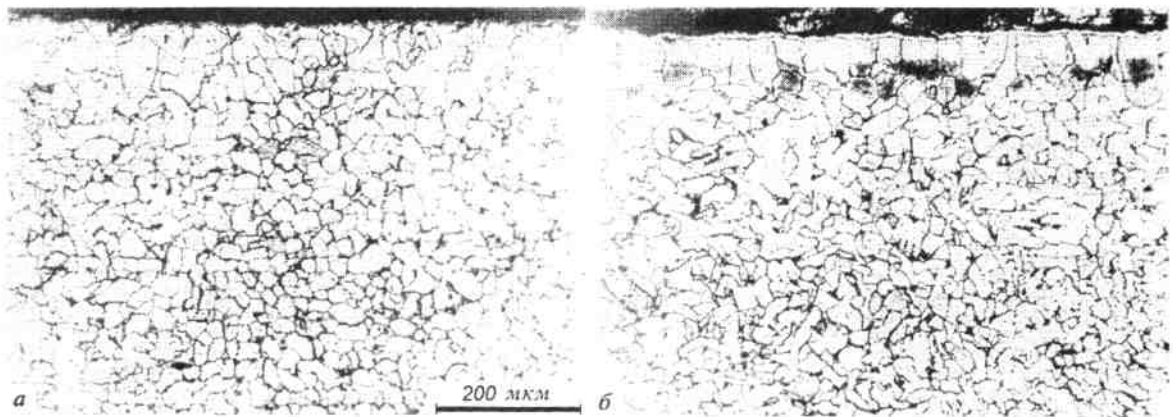


Рис. 2. Образование столбчатых зерен в стальной матрице после быстрого нагрева исходного образца с хромовым покрытием (а) от комнатной температуры до 1100 °С и охлаждения на воздухе (б)

3. Сварка в атмосфере аргона и в атмосфере углекислого газа.

После термообработок и после сварки изготавливали поперечные шлифы образцов, на которых проводили исследования структуры, механических свойств и концентрационного распределения Fe, Cr и Ni в поверхностном слое. Эти исследования проводили на металлографическом микроскопе высокого разрешения МИМ-10, микротвердомере, масс-спектрометре и растровом электронном микроскопе с микроанализатором. Механические свойства покрытий исследовали путем изгиба образцов на 180°. Основные результаты проведенных экспериментов следующие.

*Система Fe—Cr.* 1. После изотермического отжига толщина покрытия увеличивается примерно в 1,5 раза, наблюдаются «языки» (выступы) в сторону матрицы, концентрация хрома в покрытии составляет около 20 %, а в выступах она плавно уменьшается от 18 до 4 %.

2. После быстрого нагрева до 1400 °С и охлаждения на воздухе толщина первоначально хромового слоя увеличивается в 8 раз и составляет около 25 мкм (рис. 1). Никаких выступов в сторону матрицы не наблюдается. Граница между слоем и матрицей является плавной линией. Концентрация хрома в слое составляет около 8 %. Кроме того, под видимым в оптический микроскоп слоем со средней концентрацией хрома 8 % был обнаружен еще один слой с концентрацией хрома менее 2 % толщиной около 10 мкм. Толщина переходного слоя от слоя с концентрацией 8 % Cr к железной матрице со-

ставляет около 10 мкм по обе стороны от видимой границы между слоем и матрицей. В этой области материал имеет повышенную твердость (рис. 1). В стали наблюдается структура Видманштетта, т. е. структура перегретого металла.

3. После быстрого нагрева до 1100 °С и охлаждения на воздухе толщина слоя увеличивается приблизительно в 2 раза за счет образования между слоем хрома и Ст08кп слоя хромистой стали с концентрацией хрома около 20 %. Слой хрома «съедается» этим слоем хромистой стали. В самой матрице образуется слой столбчатых зерен (рис. 2), толщина которого около 60 мкм.

Под этим слоем зерна стали сохранили свои первоначальные размеры.

4. С увеличением скорости нагрева до фиксированной температуры толщина образующегося слоя увеличивается в меньшей степени.

5. При нагреве образцов до температур ниже 900 °С утолщения слоя практически не наблюдается.

6. Увеличение количества циклов «быстрый нагрев до 1100 °С - охлаждение на воздухе» приводит к увеличению толщины слоя и укрупнению зерен в стали.

7. Закалка в воде после быстрого нагрева приводит к тому, что толщина слоя увеличивается не так сильно, как после охлаждения на воздухе. Кроме того, образуются островки карбидов, имеющие значительно большую твердость, чем твердость стали.

8. Исследования образцов после сварки их электродами из хромистой стали показали, что

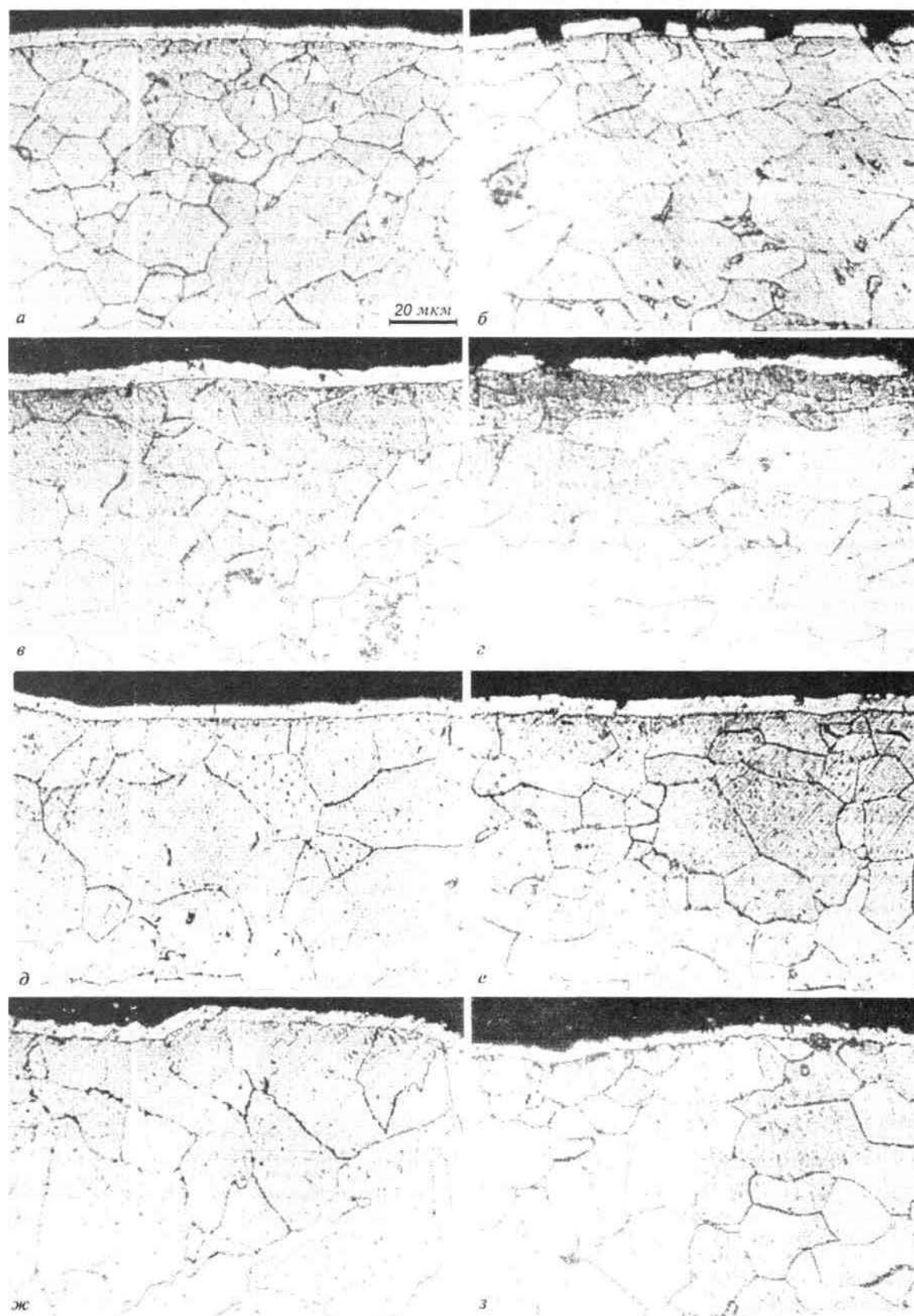


Рис. 3. Увеличение пластичности исходного хромо-никелевого покрытия на стали Ст08кп (а, б) после быстрого нагрева от комнатной температуры до 500 °С (в, г), 900 °С (д, е) и 1100 °С (ж, з). Образцы подвергались однократному изгибу на 180° (а, в, д, ж — до изгиба, б, г, е, з — после изгиба)

сварочный шов плавно переходит в поверхностный слой. Никаких разрывов не было обнаружено. Концентрация хрома увеличивается от 8 % в зоне сварного шва до 20 % в диффузионной зоне, образованной благодаря быстрому нагреву.

9. После изотермического отжига на поверхности образцов образуется зеленый слой оксида хрома.

10. После быстрого нагрева на поверхности образцов образуется зеленый налет оксида хрома, который легко удаляется.

11. Масс-спектрометрические исследования показали, что количество кислорода в поверхностном слое значительно выше в тех образцах, которые отжигали изотермически, чем в тех, которые подвергались быстрому нагреву.

12. После быстрого нагрева образцов с толстым хромовым покрытием от комнатной температуры до 1100 и 1400 °С за 10 с между хромом и железной матрицей образуется слой хромистой стали типа X20 толщиной около 3 и 26 мкм соответственно.

13. После трех циклов «быстрый нагрев до 1100 °С - охлаждение на воздухе» толщина слоя хромистой стали со средней концентрацией хрома около 20% увеличивается приблизительно до 12 мкм.

*Система Fe—Ni.* 1. При изотермическом отжиге образуется многослойная диффузионная зона, состоящая из слоя никеля и слоев оксидов никеля и железа.

2. При быстром нагреве до 1400 °С никаких изменений толщины слоя не было обнаружено. Микрорентгеноспектральный анализ показал, что диффузия между никелевым покрытием и матрицей не происходит. В стали образуется структура Видманштетта, которая свидетельствует о перегреве металла.

3. При быстром нагреве до 1100 °С никаких изменений толщины слоя и структуры стали не наблюдается.

*Система Fe—Ni—Cr.* 1. При изгибе необработанного образца с электролитическим хромоникелевым покрытием (рис. 3, а) наблюдаются разрывы этого покрытия во многих местах (рис. 3, б).

2. После изотермического отжига покрытие становится однослойным, несколько увеличивается по толщине и наблюдаются достаточно длинные выступы в сторону матрицы вдоль межзеренных границ в стали. При изгибе образца слой не разрывается.

2. После быстрого нагрева до 1350 °С толщина слоя увеличивается значительно (приблизительно в 4 раза, до 20 мкм), а в стали наблюдается структура Видманштетта. Концентрация железа, никеля и хрома остается практически постоянной по всей глубине слоя, т. е. образуется хромо-никелевая сталь 08X8H30.

3. При изгибе обработанного быстрым нагревом до 500 °С образца слой разрывается, однако в местах разрыва он тянется (рис. 3, в, г).

4. После быстрого нагрева до 900 °С толщина слоя не увеличивается. При изгибе слой не разрывается, однако образуются незавершенные трещины (рис. 3, д, е).

5. После быстрого нагрева до 1100 °С толщина слоя практически не увеличивается, однако результаты рентгеновского анализа показали, что образуются два твердых раствора: а) никеля и железа в хrome с концентрацией около 10 % никеля и 3 % железа вместо слоя чистого хрома и б) железа и хрома в никеле с концентрацией около 7 % железа и 2 % хрома вместо слоя чистого никеля. При изгибе образца слой не разрывается (рис. 3, ж, з).

Обсуждение полученных результатов. *Система Fe—Cr.* Ускорение диффузии вызвано тем, что температурный коэффициент линейного расширения хрома приблизительно в 2 раза меньше, чем коэффициент линейного расширения железа. А у железа и никеля эти коэффициенты практически одинаковы. Поэтому в слое хрома при быстром нагреве возникают термоупругие напряжения, которые частично релаксируют из-за «разбухания» слоя благодаря рождению неравновесных вакансий на движущихся ступеньках переползающих дислокаций. Скорость ступенек можно найти по формуле [6]

$$V_{ст} = D_v (\exp(-\rho \Omega \tau / (kT)) - 1) / b, \quad (1)$$

где  $D_v$  - коэффициент диффузии вакансий,  $b$  - модуль вектора Бюргерса дислокации,  $\Omega$  - усредненный атомный объем,  $k$  - постоянная

Больцмана. Зная  $V_{ст}$ , можно оценить скорость рождения вакансий в единице объема

$$dN_v / dt = N_{ст} V_{ст} / a, \quad (2)$$

где  $N_{ст} = \rho / (ma)$  – число ступенек на дислокациях в единице объема,  $a$  – межатомное расстояние ( $b = a$ ),  $\rho$  – плотность дислокаций,  $m$  – среднее число межатомных расстояний между ступеньками на дислокациях. Концентрация неравновесных вакансий в слое хрома увеличивается за время  $t$  до значения:

$$c_v(t) = \int_0^t \omega_{ат} dN_v = \int_0^t \rho \omega_{ат} V_{ст} / (ma^2) dt'. \quad (3)$$

Коэффициент диффузии вакансий экспоненциально зависит от температуры

$$D_v = D_0 \exp(-Q_m / (kT)), \quad (4)$$

где  $Q_m$  – энергия миграции вакансии, составляющая приблизительно 0,4 от энергии активации диффузии  $Q$  в равновесных условиях при постоянной температуре [7]. Температура образцов  $T$  изменяется приблизительно по линейному закону

$$T(t) = T_0 + tV_{нагр}, \quad (5)$$

где  $T_0$  – начальная (комнатная) температура,  $V_{нагр}$  и  $t$  – скорость и время нагрева образцов соответственно. Дилатацию (изменение объема) слоя хрома  $\Gamma$  можно рассчитать по формуле

$$\Gamma(t) = 3(\alpha_{Cr} - \alpha_{Fe}) tV_{нагр}, \quad (6)$$

где  $\alpha_{Fe}$  и  $\alpha_{Cr}$  – коэффициенты линейного расширения соответственно железа и хрома (хромистой стали). Отрицательное давление  $p$  в слое хрома можно рассчитать по формуле [3]

$$p(t) = -2E_{эф}(-\Gamma(t) - C_v(t)) / (3(1 - \sigma_{Cr})), \quad (7)$$

где  $E_{эф} = E_{Fe}E_{Cr} / (E_{Fe} + E_{Cr})$  [8, 9] – эффективный модуль Юнга,  $E_{Fe}$  и  $E_{Cr}$  – модули Юнга соответственно железа и хрома (хромистой стали),  $\sigma_{Cr}$  – коэффициент Пуассона слоя хрома (хромистой стали). Формула (7) учитывает то, что от неравновесных вакансий слой хромистой стали «разбухает», т. е. увеличивается в объеме, что приводит к частичной релаксации напряжений. Фактически при этом увеличивается количество узлов кристаллической решетки, по-

скольку переползающие дислокации выходят на поверхность и «выносят» на поверхность атомы, оставляя внутри кристалла вакантные узлы. А под действием растягивающих напряжений появляются новые дислокационные петли. Поэтому формулы (3) и (7) взаимосвязаны – с ростом давления (по величине) увеличивается концентрация неравновесных вакансий, которая в свою очередь уменьшает величину растягивающих напряжений в слое хрома (хромистой стали). Эти рождающиеся неравновесные вакансии проникают в матрицу. На границе «слой—матрица» возникает большой градиент напряжений, «толкающий» вакансии в глубь матрицы. Этот поток вакансий  $J_v^{\sigma}$  равен:

$$J_v^{\sigma} = C_v D_v F_v / (kT), \quad (8)$$

где  $F_v = -\text{grad } \Phi$  – сила, действующая на вакансию,  $\Phi = (-1/3) \Delta\omega \text{tr } \sigma$  [10] – потенциальная энергия вакансий в поле напряжений  $\sigma$ ,  $\Delta\omega = \omega_v - \omega_{ат}$  – дилатационное уменьшение объема вследствие релаксации атомного окружения вакансии [7],  $\text{tr } \sigma$  – след тензора напряжений. Этот поток приблизительно на порядок больше, чем поток вакансий, вызванный градиентом их концентрации [5]. Поэтому лимитирующим процессом является подвод вакансий к границе «слой—матрица». Атомы железа, естественно, двигаются в противоположном направлении – к слою. Поскольку  $C_v$  – фактически объем вакансий в единице объема слоя, то  $C_v Sh$  – объем неравновесных вакансий в слое ( $S$  – площадь поверхности образца,  $h$  – толщина слоя). Из этого слоя в единицу времени через единицу поверхности уходит объем вакансий

$$J_v = -D_v(C_v^e - C_v) / h = D_v C_v / h \quad (9)$$

(поскольку  $C_v^e \ll C_v$ ), где  $C_v^e = \exp(-Q_{об} / (kT))$  – равновесная концентрация вакансий при определенной температуре,  $Q_{об}$  – энергия образования вакансии [7]. С учетом этого формула (3) для нахождения неравновесной концентрации вакансий  $C_v$  изменится:

$$C_v(t) = \int_0^t D_v(t') \{-\rho p(t') \omega_{ат} / (mk(T_0 + t'V_{нагр})) - C_v(t') / h^2(t')\} dt', \quad (10)$$

где

$$h(t) = \int_0^t D_v(t') C_v(t') \Delta C / h(t') dt'. \quad (11)$$

Здесь  $\Delta C$  – концентрационная ширина образующейся «фазы» (хромистой стали).

Вышеприведенные формулы представляют собой самосогласованную задачу, которую можно решить численными методами.

Принимая  $\sigma_{Cr} = 0,3$ ;  $E_{Cr} = E_{Fe} = 200$  ГПа;  $\alpha_{Cr} - \alpha_{Fe} = -5 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ;  $V_{\text{наг}} = 200$  (400, 1000) К/с;  $\rho = 10^{12} \text{ м}^{-2}$ ;  $m = 100$ ;  $T_0 = 300$  К;  $\Delta C = 0,05$ ;  $\omega_{\text{ат}} = 1 \cdot 10^{-29} \text{ м}^3$ , можно рассчитать, как изменяются неравновесная концентрация вакансий, давление и толщина слоя при быстром нагреве с разной скоростью.

Результаты компьютерного расчета находятся в очень хорошем согласии с экспериментальными данными. Во-первых, они показывают, что увеличение толщины слоя происходит при нагревании образцов до температуры выше 1000 °С. Это связано с тем, что при этих температурах подвижность вакансий достаточна для того, чтобы диффузионные процессы происходили достаточно быстро. Поскольку коэффициент диффузии атомов  $D_{\text{ат}}$  пропорционален концентрации вакансий, т. е.  $D_{\text{ат}} = C_v D_v$ , то естественно, что слой будет заметно утолщаться при нагреве образцов до температур, превышающих 1000 °С. Во-вторых, утолщение слоя тем меньше, чем выше скорость нагрева образцов. Это происходит потому, что с увеличением скорости нагрева уменьшается время пребывания образцов при температурах выше 1000 °С. В-третьих, расчет показывает, что неравновесная концентрация вакансий достигает предплавильных значений  $C_v = 10^{-4} - 10^{-3}$  [7] уже при нагреве до 500 °С и в дальнейшем увеличивается незначительно. В-четвертых, напряжения в слое сначала быстро увеличиваются до значений, не превышающих предел прочности (при нагреве до 500 °С), а затем постепенно уменьшаются (при нагреве до 1400 °С).

Известно, что концентрационная зависимость коэффициента взаимной диффузии в системе Fe—Cr имеет Л-образный характер, причем максимум коэффициента взаимной диффузии приходится на концентрацию хрома около

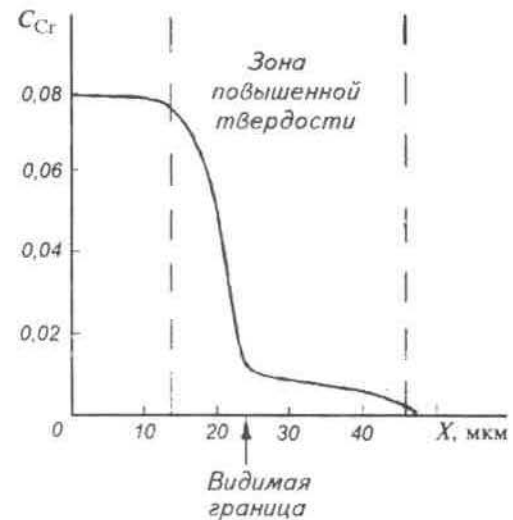


Рис. 4. Распределение концентрации хрома по глубине образовавшегося после быстрого нагрева до 1400 °С слоя, полученное с помощью растрового электронного микроскопа с микроанализатором, и микротвердости, полученное с помощью микротвердомера

20 % [11]. В работах [12, 13] показано, что, несмотря на изменение коэффициента взаимной диффузии  $D$  в десятки раз, диффузионный поток вдоль слоя  $DdC/dX$  может изменяться не более чем в два раза. Соответственно, если  $D$  мало, то  $dC/dX$  велико и наоборот – если  $D$  велико, то  $dC/dX$  мало. Естественно, что при диффузии в системе Fe—Cr распределение концентрации будет иметь вид ступеньки при 20 % концентрации хрома. Эта «ступенька» и растет при быстром нагреве образца. После достижения на поверхности образца концентрации хрома, равной 20 %, слой утолщается за счет уменьшения средней концентрации в нем. Причем повышенная твердость наблюдается как раз в тех частях слоя, в которых был плотный поток атомов, т. е. где концентрация хрома резко уменьшалась (рис. 4). Это свидетельствует о том, что в приповерхностном слое хромистой стали со средней концентрацией около 8 % хрома кристаллическая решетка имеет меньшую прочность, чем кристаллическая решетка переходного слоя, в котором концентрация хрома изменяется от 8 до 1 %. Это уменьшение прочности может быть вызвано увеличением вакантных узлов в кристаллической решетке, которые могут объединяться в микропоры [7].

Столбчатая структура зерен стали образуется благодаря диффузионному потоку атомов железа, направленному к поверхности. Кроме того, в приграничной со слоем области железной матрицы существуют сжимающие напряжения, которые при повышенных температурах приводят к полигонизации: дислокации одного знака, скользя, выстраиваются в линии, перпендикулярные поверхности, а дислокации противоположных знаков аннигилируют. Образовавшаяся стенка дислокаций может стать межзеренной границей при рекристаллизации.

Повторный быстрый нагрев и охлаждение на воздухе приводят к повторению вышеописанных явлений, поскольку коэффициент линейного расширения хромистой стали намного меньше, чем железа. Закалка в воде после быстрого нагрева приводит к тому, что уменьшается время пребывания образца при повышенной температуре и, следовательно, уменьшается ширина диффузионной зоны.

Сварка приводит к локальному нагреву прилегающей к сварному шву зоны до предплавленных температур. В этой области происходят вышеописанные процессы ускорения диффузии. В областях, удаленных от сварного шва, явление ускоренной диффузии не наблюдается. Это естественно, так как эти области нагреваются до сравнительно невысоких температур.

Ускорение диффузии в системе Fe—Cr, состоящей из толстых слоев металлов, доказывает, что главную роль в ускорении диффузионных процессов играет именно большое различие коэффициентов линейного расширения металлов, но не сам ток высокой частоты, с помощью которого нагревались образцы, так как ТВЧ протекал в поверхностном слое хрома, а до границы «хром—железо» доходил только тепловой поток.

При изотермическом отжиге наблюдается ускоренная диффузия хрома вдоль межзеренных границ в стали, так как коэффициент зернограничной диффузии значительно больше, чем коэффициент объемной диффузии. При быстром нагреве из-за увеличения количества неравновесных вакансий значительно увеличивается коэффициент объемной диффузии и разница

между величинами этих коэффициентов практически исчезает.

*Система Fe—Ni—Cr.* Ускорение диффузии в этой системе можно объяснить аналогично, так как коэффициенты линейного расширения никеля и хрома отличаются приблизительно в два раза. Вакансии рождаются в слое хрома, проходят через слой никеля и ускоряют диффузию между железной основой и никелем. Выше было указано, что без слоя хрома ускоренной диффузии в системе Fe—Ni не наблюдалось даже при нагреве до предплавленных температур. О том, что слой хрома приводит к ускорению диффузии между железной матрицей и никелем, свидетельствуют результаты рентгеноспектрального исследования (см. выше). А вместо хрупкого слоя хрома образуется достаточно пластичный слой твердого раствора никеля и железа в хrome. Атомы никеля и железа, растворенные в кристаллической решетке хрома, понижают энергетические барьеры для скольжения дислокаций, что не приводит к образованию скопленных дислокаций одного знака и затем к образованию трещин. При нагреве до более низких температур трещины зарождаются, но продвижение трещин замедляется, так как часть энергии трещин уходит на пластическое течение материала.

**Заключение.** Полученные результаты позволяют рекомендовать метод быстрого нагрева для практического использования - для создания поверхностного слоя хромистой стали типа X20 толщиной около 20 мкм на обычной стали, а также для увеличения пластичности хромо-никелевых покрытий. То, что сварка не разрушает полученный слой, позволяет делать различные сварные детали, составные части которых могут быть изготовлены с помощью метода быстрого нагрева.

1. Герцирикен Д. С., Мазанко В. Ф., Фальченко В. М. Импульсная обработка и массоперенос в металлах при низких температурах. - Киев : Наук, думка, 1991.
2. Бедюх А. Р., Котенев Ф. А., Мищук О. А., Парубоча Т.В. II Металлофизика. - 1989. - 11, вып. 5. -С. 125.
3. Ярмоленко М. В., Гусак А. М., Котенев Ф. А. и др. II ФиХОМ. - 1991 - № 4. - С. 122.



4. Ярошенко М. В. // Там же. - 1992. - № 1. - С. 103.
5. Ярошенко М. В. // Там же. - 1992. - № 5. - С. 107.
6. Фридель Ж. Дислокации. - М. : Мир, 1967.
7. Смирнов А. А. Теория вакансий в металлах и сплавах и ее применение к сплавам вычитания. - Киев : Наук, думка, 1993.
8. Богданов В. В., Гусак А. М., Парицкая Л. Н., Ярошенко М. В. // Металлофизика. - 1990. - 12, вып. 3. - С. 60.
9. Ярошенко М. В. // Изв. АН СССР. Металлы. - 1990. - № 3. - С. 187.
10. Теодосиу К. Упругие модели дефектов в кристаллах. - М. : Мир, 1985.
11. Смитлз К. Дж. Металлы : Справочник. - М. : Металлургия, 1980.
12. Гуров К. П., Гусак А. М., Ярошенко М. В. // Металлофизика. - 1988. - 10, вып. 5. - С. 91.
13. Gusak A. M., Yarmolenko M. V. // J. Appl. Phys. - 1993. - 73. - P. 4881.

Получено 17.01.94