

ВЛИЯНИЕ ЭФФЕКТА ТРОИЦКОГО НА ДИФфуЗИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В ДЕФОРМИРУЕМЫХ МЕТАЛЛАХ ПРИ ЭЛЕКТРОКОНТАКТНОМ ПРИПЕКАНИИ

Миронов Владимир Михайлович, д-р ф.-м. наук, проф., зав. кафедрой «Физика» ФГБОУ ВПО Самарская государственная сельскохозяйственная академия.

446442, Россия, Самарская область, п.г.т. Усть-Кинельский, ул. Учебная, 2.

Тел.: 8 (846-63) 46-3-46.

Миронов Денис Владимирович, канд. ф.-м. наук, доцент, зав. кафедрой «Математические методы и информационные технологии» ФГБОУ ВПО Самарская государственная сельскохозяйственная академия.

446442, Самарская область, п.г.т. Усть-Кинельский, ул. Учебная, 2.

Тел.: 8 (846-63) 46-3-46.

Мазанко Владимир Федорович, д-р техн. наук, зав. отделом «Нестационарный массоперенос» НАН Украины «Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова».

03680, Украина, ГСП Киев, бульвар академика Вернадского, 36.

Тел.: 8(380-44) 424-05-31.

Герцрик Дина Соломоновна, канд. ф.-м. наук, ст. научный сотрудник отдела «Нестационарный массоперенос» НАН Украины «Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова».

03680, Украина, ГСП Киев, бульвар академика Вернадского, 36.

Тел.: 8(380-44) 424-05-31.

Лопата Лариса Анатольевна, канд. техн. наук, доцент института воздушного транспорта «Национальный авиационный университет».

03058, Украина, г. Киев, пр-т Космонавта Комарова, 1.

Тел.: 8(380-44) 424-05-31.

Бевз Виталий Петрович, канд. ф.-м. наук, ст. научный сотрудник отдела «Нестационарный массоперенос» НАН Украины «Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова».

03680, Украина, ГСП Киев, бульвар академика Вернадского, 36.

Тел.: 8(380-44) 424-05-31.

Ключевые слова: импульс, ток, электроконтакт, припекание, деформация.

В работе установлено, что при реализации эффекта Троицкого в условиях наложения импульса тока на образцы из железа, никеля и стали, испытывающие импульсное или статическое деформирование, при комнатной и повышенных температурах в течение 40-200 мс происходит миграция атомов на глубину от 10 до 50 мкм в зависимости от скорости и степени деформации, температуры, энергии деформирующего импульса, вида проникающего атома и матрицы. Предложена модель эффекта Троицкого, основанная на экспериментальных результатах.

Одновременное действие статической, квазистатической или импульсной пластической деформации и импульсов электрического тока (электромагнитного поля), приводящее к проявлению электропластического эффекта (эффекта Троицкого) на протяжении ряда лет используется при различных видах химико-термической обработки. К ним относятся электроконтактное припекание, конденсаторная сварка-пайка, сжатие и растяжение в импульсных электромагнитных полях и др.

Целью исследования – выявление особенностей протекания диффузионных процессов в металлах при электроконтактном пропекании. Исходя из поставленной цели, в задачи исследований входило:

- изучить влияние параметров электроконтактного припекания на диффузионные характеристики и определить роль этих факторов;
- определить механизм влияния электропластического эффекта в формировании структуры и свойств обрабатываемых материалов.

Исследования проводили на образцах из железа, никеля и стали, испытывающих импульсное или статическое деформирование, в условиях наложения импульса тока при комнатной и повышенных температурах. Электроконтактное припекание (рис. 1) осуществляли под давлением при прямом пропускании электрического тока [1]. Оно характеризуется силой тока до 8-30 кА, вторичным напряжением 1-6 В, давлением до 100 МПа, временем импульса 0,04-0,2 с, временем паузы 0,04-0,2 с, высокими скоростями нагрева, которые могут достигать 10^3 - 10^4 К/с [11].

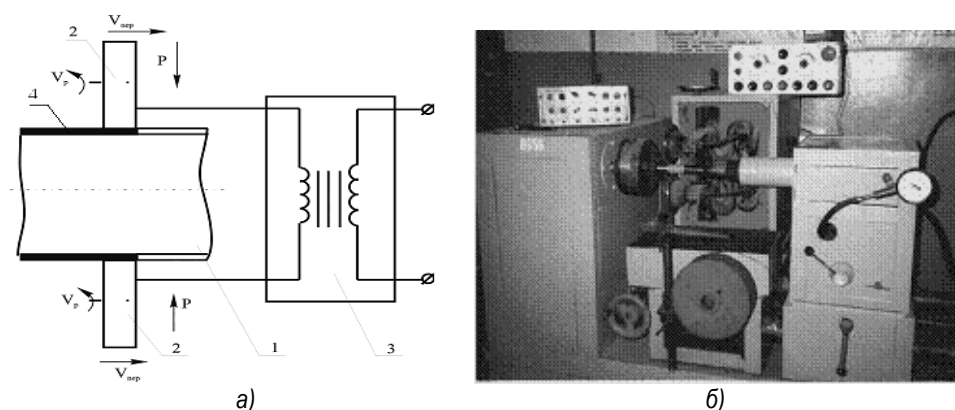


Рис. 1. Технологическая схема (а) и установка (б) электроконтактного припекания:
1 – упрочняемая (восстанавливаемая) деталь; 2 – роликовые электроды; 3 – сварочный трансформатор;
4 – припекемый порошковый слой (покрытие)

Отметим, что электроконтактные методы относятся как к механотермическим методам упрочнения и обработки, так и к импульсным технологиям, в основе которых лежат принципы одновременного сочетания импульсных режимов механической и электрической энергии. В свою очередь, подобная обработка должна приводить к ускорению диффузионных процессов, поскольку оба фактора: скоростное деформирование и высокочастотное электромагнитное поле – способствуют росту подвижности атомов в обрабатываемых металлах.

Вопрос о физических основах прочности сцепления, как и состояние теории адгезии, весьма сложен и противоречив. Сцепление в адгезионном контакте в различных случаях объясняется молекулярным, диффузионным, донорно-акцепторным, механическим взаимодействием, а также изменением энергетического и структурного состояния перенесенного и основного материалов. Можно согласиться с мнением ряда исследователей, что прочность сцепления обусловлена суммарным действием перечисленных факторов. При этом влияние каждого из этих факторов на прочность сцепления изменяется в зависимости от природы материала, основы и покрытия, их свойств и технических параметров процесса нанесения покрытия, в данном случае электроконтактного припекания. В связи с этим при помощи методов металлографического и рентгеноспектрального анализа исследовали границы раздела основа-покрытие и определяли прочность сцепления покрытий с основой для различных способов нанесения покрытий по методике, описанной в работе [2]. Отметим, что согласно цитируемой работе поверхности раздела напыленных покрытий, основной металл и контактная поверхность совсем не имеют развитого рельефа [2]. Оплавление основы при напылении показывает, что термическая активация приводит не только к усилению химического взаимодействия, но и к образованию переходного диффузионного слоя, что увеличивает прочность сцепления ($\sigma_{сц}$). На основании изложенного можно сделать вывод о комплексном влиянии всех перечисленных факторов на повышение прочности сцепления. Следовательно, развитие поверхности при нанесении покрытий способствует увеличению прочности сцепления не только за счет механических сил, но и за счет увеличения вклада сил молекулярного взаимодействия и диффузионных процессов.

Результаты металлографических, электронномикроскопических, радиоизотопных и микрорентгеноспектральных исследований (рис. 2, 3; табл. 1, 2) показывают, что за время действия синхронизированных импульсов тока и давления, в результате реализации электропластического эффекта (эффекта Троицкого) происходит мгновенное разупрочнение и, как следствие, высокоскоростная пластическая деформация ($10 \leq \dot{\epsilon} \leq 10^2 \text{ с}^{-1}$) железа и стали, в результате чего возникает развитая диффузионная зона между покрытием и металлом основы.

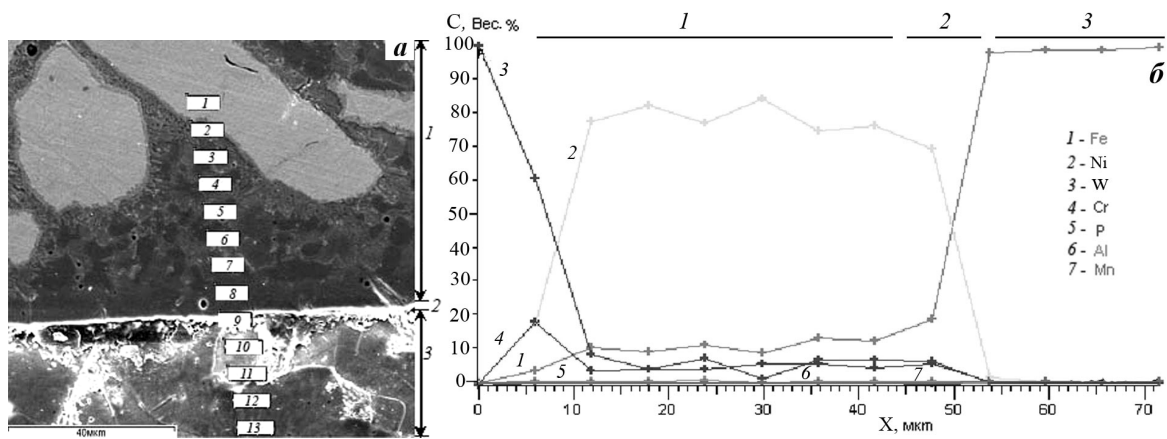


Рис. 2. Микроструктура покрытий ПГ-СРЗ на стали (а) х 1000 и распределение элементов (б):
1 – покрытие; 2 – диффузионная зона; 3 – основной металл

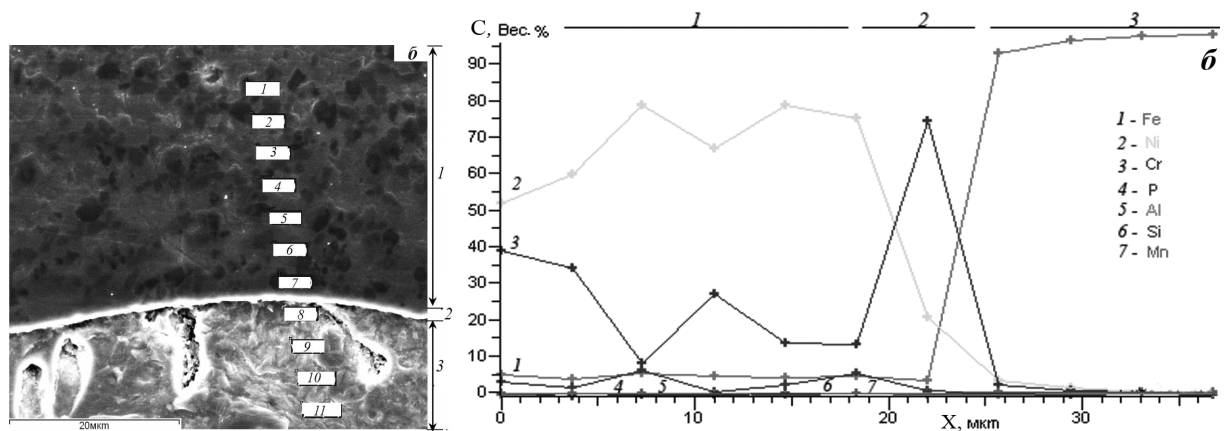


Рис. 3. Микроструктура покрытий ПГ-СР4 на стали (а) х 1000 и распределение элементов (б):
1 – покрытие; 2 – диффузионная зона; 3 – основной металл

Таблица 1

Распределение элементов в покрытии на основе карбида вольфрама, переходной зоне и основном металле Fe (точки измерения с шагом 10 мкм аналогично представленным на рисунках 2, 3) при режиме $I_{св} = 10$ кА, $t_{имп.} = 0,6$ мс, $p = 80$ МПа

Точки измерения концентраций	Элемент						
	Al	P	Cr	Mn	Fe	Ni	W
1	0,07	0,60	0,06	0,14	0,10	0,43	99,91
2	0,32	0,01	18,20	0,04	3,60	17,43	60,41
3	0,54	0,08	3,72	0,14	10,26	77,18	8,24
4	0,36	0,12	4,19	0,00	9,18	82,18	3,98
5	0,70	0,12	3,99	0,20	11,07	76,78	7,37
6	0,04	0,00	5,58	0,01	8,79	84,28	1,30
7	0,29	0,01	5,43	0,06	13,23	74,31	6,81
8	0,45	0,01	4,58	0,18	12,24	76,11	6,78
9	0,34	0,26	5,71	0,10	18,64	69,28	6,39
10	0,01	0,00	0,39	0,51	97,66	1,45	0,02
11	0,22	0,07	0,07	0,60	98,66	0,47	0,05
12	0,10	0,06	0,12	0,45	98,47	0,31	0,49
13	0,28	0,10	0,15	0,32	99,14	0,05	-0,04

Таблица 2

Распределение элементов в покрытии на основе карбида хрома, переходной зоне и основном металле Fe при режиме $I_{св} = 10$ кА, $t_{имп.} = 0,6$ мс, $p = 80$ МПа

Точки измерения концентраций	Элемент						
	Al	Si	P	Cr	Mn	Fe	Ni
1	0,06	3,39	0,00	38,97	0,30	5,17	52,23

2	0,14	1,65	-0,41	34,46	0,10	4,00	60,06
3	0,03	6,48	-0,02	8,45	0,26	5,87	78,92
4	0,09	0,73	-0,17	27,49	0,03	4,79	67,04
5	0,12	2,60	0,08	14,12	-0,07	4,59	78,80
6	0,27	5,62	0,23	13,49	0,15	4,90	75,35
7	0,25	0,97	0,05	74,51	0,17	3,59	20,96
8	0,06	0,09	0,01	2,67	0,76	92,90	3,65
9	0,01	0,47	0,16	0,79	0,45	96,65	1,82
10	0,35	0,45	0,14	0,47	0,40	97,49	0,70
11	0,24	0,69	0,24	0,45	0,51	98,24	0,11
12	0,10	0,06	0,12	0,45	98,47	0,31	0,49
13	0,28	0,10	0,15	0,32	99,14	0,05	-0,04

Кроме того, имеет место также диффузия атомов основного металла в покрытие, практически на всю толщину покрытия. При режимах припекания: $I_{св} = 9$ кА, t импульса = 0,6 мс, $p = 80$ МПа, глубина проникновения составляет 10-12 мкм. С ростом величин давления и силы тока подвижность атомов железа изменяется от $3 \cdot 10^{-2}$ до $1,5 \cdot 10^{-1}$ см²/с, диффузионная зона также возрастает и достигает значения ~ 25 мкм.

Отметим, что концентрация хрома на всем протяжении диффузионной зоны несколько выше при диффузии в железо из покрытия, содержащего в дополнение к твердому раствору хрома в никеле карбид хрома Cr_3C_2 (рис. 3), по сравнению с покрытием, в состав которого входит карбид вольфрама WC (рис. 2). Однако на прочность сцепления покрытия с подложкой при ЭКПП состав покрытия практически не влияет. Тем не менее, твердость и износостойкость покрытия, упрочненного карбидом вольфрама выше таковой с карбидом хрома, а коррозионные свойства ниже. С целью выявления влияния процесса припекания на уровень межфазного взаимодействия компонентов композиционного порошка, был проанализирован характер концентрационных кривых, полученных методом количественного рентгеноспектрального анализа на шлифах исходных покрытий, полученных припеканием.

Как видно из рисунков 2, 3, степень межфазного взаимодействия при припекании усиливается – границная зона между наполнителем и матрицей более «размыта». Это связано с определенной растворимостью карбидов в металлах матрицы, а также с диффузионными процессами. При этом карбид хрома более активно взаимодействует с матрицей, чем карбид вольфрама, что, вероятно, объясняется большей его растворимостью в железе. Следует отметить, что уровень межфазного взаимодействия при припекании гораздо ниже, чем при газоплазменном напылении керамики-металлических композиционных порошков. По своей сути контактное припекание композиционных порошков представляет собой вторичную термообработку (точнее термомеханическую обработку), которая способствует завершению начавшихся при спекании порошков физико-химических процессов и улучшению конечного качества покрытий.

Рассмотрим взаимодействие железа и никеля (основа) с различными элементами (порошкообразный материал покрытия) при вышеуказанных параметрах длительности и величины электрического тока. Скорость и длительность деформации железа и никеля без пропуска импульса тока составляли соответственно $1-1,5$ с⁻¹ и 2-3 мс, что примерно в 3,5-5 раз дольше продолжительности одного импульса тока. При прохождении тока скорость возрастала до $15-20$ с⁻¹. Подвижность атомов в данных условиях нагружения при синхронном действии импульсных деформации и тока $D^{I+\dot{\epsilon}+T}$ и только импульсной деформации $D^{\dot{\epsilon}}$ (обработка I) приведена в таблице 3.

Таблица 3

Подвижность атомов различных элементов в железе и никеле

Диффузانت	Металл	Обработка I		Обработка II	
		$D^{I+\dot{\epsilon}+T} \cdot 10^5, \text{ см}^2/\text{с}$	$D^{\dot{\epsilon}} \cdot 10^6, \text{ см}^2/\text{с}$	$D^{I+\dot{\epsilon}} \cdot 10^6, \text{ см}^2/\text{с}$	$D^{\dot{\epsilon}} \cdot 10^{11}, \text{ см}^2/\text{с}^*$
Ni	Железо	3,0	1,1	3,9	0,4
Cr		6,3	2,5	7,9	6,5
W		5,2	0,9	4,1	0,2
Fe	Никель	3,9	0,75	3,2	7,6
Al		7,1	2,0	8,2	65,0
Mn		9,2	3,3	11,9	98,0

Примечание: *скорость деформации железа и никеля составляет $5 \cdot 10^{-3}$ с⁻¹ и $7 \cdot 10^{-3}$ с⁻¹.

Для сравнения в тех же условиях скорости деформации (при действии импульса тока) и характеристик электрического тока (обработка II) проведено изучение влияния электропластического эффекта при наложении импульса тока на медленно деформируемый металл. При этом в отличие от припекания, т.е. $I + \dot{\epsilon} + T$, повышение температуры незначительно (до 10-20С°). Из таблицы 3 следует, что наибольшей подвижностью характеризуется диффузия, происходящая под действием трех факторов: высокой температуры, скоростной деформации и импульса тока. При действии двух факторов коэффициенты

диффузии исследуемых элементов в железо и никель уменьшаются почти на порядок, импульсная деформация, не сопровождающаяся прохождением электрического тока, способствует диффузии с еще меньшей скоростью (в ~3-5 раз). При квазистатической деформации подвижность атомов меньше примерно на 6-7 порядков. Отметим, что при исследовании диффузии алюминия, меди, титана и др. в растягиваемые металлы в условиях ЭПЭ при скорости деформации в момент разупрочнения 40 с^{-1} и температуры 373 К [3-5] подвижности атомов близки к полученным в данной работе по порядку величины. Такое же влияние температуры и скорости деформации наблюдается при различных обработках: механическом воздействии, нагружении ударами с ультразвуковой частотой и др. [6], однако коэффициенты диффузии в этих случаях могут быть сопоставимыми с данными, но также могут отличаться на величину до 4-5 порядков.

Рассмотрим возможный механизм этого явления. Включение импульсного тока в процессе активной деформации образцов или ползучести приводит, как правило, к скачкообразному приращению деформации и связанному с этим скачком деформирующего усилия. Зависимость этого эффекта от амплитуды J_0 и длительности t_u импульсов тока носит пороговый характер [7]. Порог по J_0 лежит на уровне $250\text{-}400 \text{ А/мм}^2$ для различных металлов, а по t_u на уровне $50\text{-}100 \text{ мкс}$. Эффект увеличивается с ростом J_0 и t_u , а также с ростом частоты тока [8]. Встречные импульсы могут мешать друг другу в их действии на пластическую деформацию металла, а действие парных импульсов зависит от времени между импульсами в паре. Значительно сильнее проявляют себя серии из 10-20 импульсов, пропускаемые через деформируемый металл с достаточными интервалами времени для накопления незавершенных сдвигов.

Отмеченные особенности ЭПЭ естественно объяснить увеличением дислокаций электронами проводимости в направлении тока. Действие тока на дислокацию, участвующую в пластической деформации, не эквивалентно только приложению к ним механического напряжения. Как следует из формулы Пича-Келера, сила, действующая на дислокацию со стороны внешнего напряжения, изменяет своё направление на противоположное при изменении знака дислокации, в соответствии с чем, дислокации противоположных знаков откликаются на прирост механического напряжения одинаковым образом. Протекание же через металл тока J_0 приводит к тому, что дислокации, перемещающиеся под острым углом по отношению к направлению тока (условно, положительные дислокации), ускоряют своё движение под влиянием силы увлечения, которая в расчёте на единицу длины дислокации записывается в виде

$$F = J_0 B / ne, \quad (1)$$

где B – коэффициент электрон-дислокационного взаимодействия; n – концентрация электронов проводимости; e – заряд электрона.

Дислокации отрицательного знака движутся под тупым углом к направлению тока, тормозятся той же силой. Поэтому влияние тока не эквивалентно приложению дополнительного механического напряжения. Нужно отметить, что это обстоятельство не обязательно должно приводить к полярному характеру ЭПЭ, поскольку данный эффект является откликом всего дислокационного ансамбля на действие тока. Зависимость вклада в ЭПЭ от направления тока обусловлена различием между плотностями дислокаций разного знака.

В частности, воспользовавшись кинетическим уравнением для скорости термически активированной деформации, в котором учтено действие на дислокации силы увлечения (1), можно показать, что в режиме ползучести скачок деформации определяется выражением

$$\Delta \varepsilon = f \cdot t_u \left[\frac{N_+ - N_-}{N_+ + N_-} \cdot \frac{\sigma_I}{K} + \frac{V^* \sigma_I^2}{2KkT} \right], \quad (2)$$

где N_+ и N_- – плотности дислокаций положительного и отрицательно знаков; K – коэффициент линейного упрочнения; $\sigma_I = J_0 B / neb$; b – вектор Бюргерса. Здесь учтено, что $\sigma_I V^* \ll kT$. Для оценки $\Delta \varepsilon$ с помощью (2) воспользуемся данными работы [9]: $K=10^6 \text{ Па}$, $V^*=7 \cdot 10^{-20} \text{ см}^3$, $T=78 \text{ К}$, $J=2,5 \cdot 10^8 \text{ А/м}^2$, $f=100 \text{ Гц}$, $t_u = 240 \text{ мкс}$. Учитывая, что, например, для цинка $b=2,7 \cdot 10^{-10} \text{ см}$, $n=1,3 \cdot 10^{23} \text{ см}^{-3}$, и полагая, что максимальное значение $B=10^{-4} \text{ г/см} \cdot \text{с}$, получим $\sigma_I=4,5 \cdot 10^2 \text{ Па}$ и, соответственно, $\Delta \varepsilon = 1,1 \cdot 10^{-5} (N_+ - N_-) / (N_+ + N_-) + 1,5 \cdot 10^{-7}$. Даже если рассмотреть маловероятный случай $N_-=0$ (или $N_+=0$), тогда образец должен иметь явно выраженный макроскопический изгиб, получим значение $\Delta \varepsilon$ на два порядка меньше чем наблюдалось в исследованиях А. М. Рощупкина и др. [9]. Из формулы (2) следует, что при $N_+ \neq N_-$ смена направления тока может привести к изменению знака $\Delta \varepsilon$. Однако N_+ и N_- практически одинаковы. Поэтому согласно (2) термофлуктуационный вклад в ЭПЭ будет неполярным, а различие между оценкой $\Delta \varepsilon$ и ее экспериментальным значением составит уже четыре порядка.

Такое большое расхождение оценок с экспериментальными данными свидетельствует о более значительном безактивационном вкладе тока в ЭПЭ. Физическая природа этого вклада состоит в том, что под влиянием импульсов тока наиболее неравновесные группы дислокаций положительного знака открепляются от своих препятствий безактивационным путём, чему также способствует инерционный эффект Гранато. При этом резко возрастают силы, действующие на дислокации в направлении тока. Группы же дислокаций отрицательного знака открепляются от стопоров только термофлуктуационным путём. К тому же это открепление затрудняется встречным током. Происходящее во время деформации упрочнение материала препятствует появлению новых неравновесных групп дислокаций. Поэтому время формирования t_ϕ таких групп после микропластической деформации, вызванной очередным импульсом тока, с ростом общей деформации должно возрастать. Это обстоятельство качественно можно учесть, полагая $t_\phi = \bar{l} / \bar{g}$, где $\bar{g}$ – средняя скорость термофлуктуационного движения дислокаций в отсутствии импульсов тока; $\bar{l}$ – среднее перемещение дислокаций, открепившихся от стопоров. Так как скорость пластической деформации $\dot{\varepsilon}$ связана с $\bar{g}$ соотношением $\dot{\varepsilon} = bN\bar{g}$, то $t_\phi = \varepsilon_0 / \dot{\varepsilon}$, где $\varepsilon_0 = b\bar{l}N$; N – общая плотность дислокаций обоих знаков. Воспользовавшись уравнением термоактивируемой пластической деформации:

$$\dot{\varepsilon} = \varepsilon_0 \omega \exp\left(\frac{\sigma^* - K\varepsilon}{kT}\right) \quad (3)$$

с помощью которого, в частности, получена формула (2). Здесь $\omega = \nu \exp(-U/kT)$ – средняя частота преодоления дислокациями потенциальных барьеров с энергией активации U , ν – частота попыток преодоления барьеров; σ^* – эффективные напряжения, отвечающие началу процесса пластической деформации. Решая уравнение (3) для случая ползучести ($\sigma^* = \text{const}$), найдём зависимость от времени пластической деформации. Вычисляя затем скорость ее изменения, получим в итоге время формирования неравновесных дислокационных скоплений:

$$t_\phi = \frac{\varepsilon_0}{\dot{\varepsilon}(t)} = \frac{1}{2\omega} \left\{ \text{cth}\left(\frac{\sigma^* V^*}{2kT}\right) \exp\left(\frac{KV^* \varepsilon_0}{kT} \omega t\right) - \text{th}\left(\frac{\sigma^* V^*}{2kT}\right) \exp\left(-\frac{KV^* \varepsilon_0}{kT} \omega t\right) \right\} \quad (4)$$

Наибольшее действие импульсный ток оказывает в тех случаях, когда к приходу каждого из последующих импульсов успевают появиться неравновесные группы дислокаций, т.е. при $f t_\phi(t) \ll 1$. Данному условию удовлетворяют только n первых импульсов тока, число которых согласно приведённому неравенству определяется с помощью уравнения $f t_\phi(t_0 + n/f) = 1$, где t_0 – момент включения тока. Подставляя сюда (4) и разрешая полученное уравнение относительно n , получаем

$$n = \frac{1}{\varepsilon_0} \left\{ \frac{kT}{KV^*} \left[\Phi\left(\frac{f}{\omega}\right) + \frac{f}{\omega} \ln \text{th} \frac{\sigma^* V^*}{2kT} \right] - f t_0 \right\}, \quad (5)$$

где функция $\Phi(x) = x \ln(1/x + \sqrt{1/x^2 + 1})$ с увеличением x резко возрастает от нуля до 1, приближаясь к последней асимптотически. Если принять, что каждый из n импульсов вызывает элементарную пластическую деформацию $\delta\varepsilon$, то безактивационный вклад тока в пластическую деформацию будет

$$\Delta\varepsilon = n\delta\varepsilon = \frac{\delta\varepsilon}{\varepsilon_0} \left\{ \frac{kT}{KV^*} \left[\Phi\left(\frac{f}{\omega}\right) + \frac{f}{\omega} \ln \text{th} \frac{\sigma^* V^*}{2kT} \right] - f t_0 \right\}. \quad (6)$$

Следует отметить, что полученная формула применима лишь при частотах $f \leq f_0 = t_\phi^{-1}(t_0)$. В противоположном случае, когда $f > f_0$, дислокационный ансамбль будет реагировать не на каждый очередной импульс тока, «пропуская» с увеличением f всё большее число импульсов. Учитывая это, а также наличие в (6) максимума при $f \sim \omega$, следует сделать вывод о наличии не монотонного изменения $\Delta\varepsilon$ с возрастанием частоты импульсного тока. При $\sigma^* \gg kT/V^*$ наблюдается согласие формулы (6) с полученным в работе А. М. Рощупкина и др. [9] выходом на насыщенной кривой зависимости ЭПЭ, пересчитанного условно на прирост эффективного напряжения $\Delta\sigma^* = K\Delta\varepsilon$ от f . При температуре эксперимента 78 К и указанных выше значениях констант K и V^* из (3.6) следует $\Delta\sigma^* \sim 10^5 \delta\varepsilon / \varepsilon_0$ Па, что соответствует экспериментально наблюдаемому значению $\Delta\sigma^* = 10^5$ Па [9] при $\delta\varepsilon \sim \varepsilon_0$.

Элементарная пластическая деформация $\delta\varepsilon$, как и $\Delta\varepsilon$, зависит, согласно (6), от амплитуды импульсов J_0 и их длительности t_n : согласно (6) зависимость от этих величин $\delta\varepsilon$ резко возрастает с увеличением J_0 и t_n и имеет относительно этих величин пороговый характер. Отметим также, что множитель kT/KV^* в формуле (6) в отличие от случая логарифмического закона ползучести обусловлен не непосредственно термофлуктуационной пластической деформацией, а тем, что число актов безактивационной деформации определяется временем t_0 , характеризующим термофлуктуационную перестройку дислокационного ансамбля в процессе ползучести.

На основе развитых представлений удастся также объяснить наблюдавшуюся немонотонную зависимость $\Delta\varepsilon$ от скажности s [10], т.е. от отношения расстояния между парными импульсами к длительности одного импульса. Очевидно, что при $s = 0$ действие пары импульсов эквивалентно действию одного импульса удвоенной длительности. Разнесение импульсов во времени приводит к уменьшению влияния второго, так как к его появлению дислокационные группы, сорванные первым импульсом, становятся уже равновесными, а новые неравновесные группы еще не успевают сформироваться. В результате величина $\Delta\varepsilon$ резко падает. Это продолжается до тех пор, пока расстояние между парными импульсами t_n не сравняется с t_n . После этого второй импульс начинает откреплять образовавшиеся к его приходу новые неравновесные группы дислокации. Вследствие этого $\Delta\varepsilon$ возрастает, выходя на плато, которое ниже значений $\Delta\varepsilon$ при $s=0$. Последнее обстоятельство связано, видимо, с наблюдаемой нелинейной зависимостью электронно-пластической деформации от длительности импульсов t_n [9], что соответствует $\Delta\varepsilon(2t_n) > 2\Delta\varepsilon(t_n)$.

Таким образом, развитая в настоящей работе уточненная концепция о действии импульсов тока на пластическую деформацию металла объясняет основные экспериментальные данные по электропластическому эффекту, полученные к настоящему времени.

Библиографический список

1. Ярошевич, В. К. Электроконтактное упрочнение : монография / В. К. Ярошевич, Я. С. Генкин, В. А. Верещагин. – Минск : Наука и техника, 1982. – 256 с.
2. Ришин, В. В. Исследование прочности сцепления некоторых защитных неорганических покрытий при комнатной и высоких температурах : автореф. дис. ... канд. техн. наук / Ришин Владимир Валентинович. – Киев : ИПП АН УССР, 1973. – 26 с.
3. Чачин, В. Н. Влияние импульсного магнитного поля и растягивающих напряжений на подвижность атомов никеля в меди / В. Н. Чачин, Б. А. Мелешенко, В. М. Тышкевич [и др.] // Весці АН БССР. – 1987. – №4. – С. 49-52
4. Арсенюк, В. В. Особливості перерозподілу атомів в металах за умов електропластичного ефекту / В. В. Арсенюк, Д. С. Герцрикен, В. Г. Костюченко [и др.] // Доп. НАНУ. – 2000. – №2. – С. 99-102.
5. Герцрикен, Д. С. Процеси міграції атомів в металах при одночасній дії пластичного деформування та імпульсного електромагнітного поля / Д. С. Герцрикен, С. М. Захаров, В. М. Миронов [и др.] // Електронна мікроскопія і прочність матеріалів, – 2003. – Вып.12. – С.108-114. – (Серия «Физические материалы, структура и свойства материалов»).
6. Герцрикен, Д. С. Массоперенос в металлах при низких температурах в условиях внешних воздействий : монография / Д. С. Герцрикен, В. Ф. Мазанко, В. М. Тышкевич [и др.]. – 3 изд. дополн. и перераб. – Киев : Изд-во НАН Украины, 2001. – 458 с.
7. Зуев, Л. Б. Подвижность дислокаций в монокристаллах цинка при действии импульсов тока / Л. Б. Зуев, В. Е. Громов, В. Ф. Курилов, Л. И. Гуревич // ДАН СССР. – 1978. – Т. 239, №1. – С. 84-86.
8. Троицкий, О. А. Влияние основных параметров тока на величину электропластического эффекта / О. А. Троицкий, В. И. Спицин, В. И. Сташенко // ДАН СССР. – 1981. – Т. 256, №5. – С. 1134-1137.
9. Роцупкин, А. М. Развитие концепции о действии тока высокой плотности на пластическую деформацию металла / А. М. Роцупкин, О. А. Троицкий, В. И. Спицин // ДАН СССР. – 1986. – Т. 286, №3. – С. 633-636.
10. Рябов, В. Р. Особенности процессов диффузии при конденсаторной сварке-пайке алюминиевых сплавов / В. Р. Рябов, И. С. Дыхно, И. М. Парнета [и др.] // Автоматическая сварка. – 1993. – №4. – С. 15-21.