



ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МОЛИБДЕНОВОГО СПЛАВА И ЕГО СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Б. А. ЗАДЕРИЙ, канд. техн. наук, **С. С. КОТЕНКО**, инж. **А. Е. МАРИНЧЕНКО**,
Е. П. ПОЛИЩУК, кандидаты техн. наук, академик НАН Украины **К. А. ЮЩЕНКО**
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследовано влияние температуры отжига на механические характеристики основного металла и металла сварных соединений молибденового сплава ЦМ12. Показано, что характер изменения характеристик пластичности металла шва по мере увеличения температуры предварительного отжига находится в хорошем соответствии с характером изменения пластичности исходного материала. Установлено, что образцы молибденового сплава, вырезанные под различными углами к направлению прокатки, а также образцы, изготовленные из металла шва и испытанные в температурном интервале 20...800 °С, выявляют трехстадийный характер деформационного упрочнения.

Ключевые слова: дуговая сварка, молибденовые сплавы, сварные соединения, отжиг, хладоломкость, деформационное упрочнение

Основой при создании жаропрочных конструкционных материалов для работы в условиях температуры 1200...1800 °С являются тугоплавкие металлы с ОЦК решеткой. Как следует из работы [1], механические свойства сплавов на основе тугоплавких металлов, а также их технологические характеристики (свариваемость [2–4], штампуемость [5] и др.) в значительной степени определяются структурным состоянием металла, создаваемым в процессе термомеханической обработки. Следует отметить, что весьма существенной является взаимосвязь структурных факторов с температурой вязкохрупкого перехода и свариваемостью тугоплавких ОЦК металлов и сплавов на их основе. Особенно важна такая взаимосвязь для свариваемых сплавов, поскольку металл зоны сварного шва и околосшовной зоны, как правило, существенно отличается от основного металла по своим структурным и механическим характеристикам, что обуславливает снижение прочности и низкотемпературной пластичности сварного соединения в целом.

Исследовали влияние структурного состояния на механические характеристики основного металла и металла сварных соединений молибденового сплава ЦМ12 следующего химического состава, мас. %: Мо — основа; Hf 0,14; Zr 0,12; В 0,002; Ni 0,04; С 0,005; O₂ 0,001; N₂ 0,0016; H₂ 0,0001. Сплав изучали в деформированном состоянии (состояние поставки) и после часовых отжигов при температуре 1100, 1200, 1400, 1600, 1800 и 2000 °С.

Образцы для сварки вырезали таким образом, чтобы продольная ось образца составляла с направлением прокатки исходного листа 0, 45, 90°. Дуговую сварку неплавящимся вольфрамовым электродом осуществляли в камере с контролируемой атмосферой инертного газа на следующем режиме: $I_{св} = 120$ А; $U_{д} = 18$ В; $v_{св} = 2,8$ мм/с.

Механические испытания образцов основного металла и сварных соединений осуществляли по четырехточечной схеме нагружения, выбор которой обусловлен тем, что, в отличие от трехточечного, при четырехточечном изгибе из-за постоянства изгибающего момента между точками приложения нагрузки создаются такие условия, когда получаемые результаты испытаний наиболее точно характеризуют материал и не зависят от возможных неоднородностей металла (в частности, структурных неоднородностей, присущих сварным соединениям) в области максимального изгибающего момента.

Температуру хладоломкости T_x определяли как самую низкую, при которой образцы изгибались без разрушения или образования трещин. При этом стрела прогиба f составляла 2 мм, что соответствует деформации внешних волокон образцов при испытании на трехточечный изгиб до загиба образцов на угол 90°.

Изменение предела пропорциональности в зависимости от температуры отжига и температуры испытания показано на рис. 1. В деформированном состоянии (после отжига при 1100 °С для снятия напряжений обработки) листы молибденового сплава характеризуются четко выраженной анизотропией предела пропорциональности. При комнатной температуре минимальным значением $\sigma_{пц}$ отличаются образцы, вырезанные в направлении, совпадающем с направлением прокатки, а максимальным — поперечные образцы. Увеличение температуры испытания до 400 °С снижает предел пропорциональности на 200 МПа, однако анизотропия свойств остается на прежнем уровне. После рекристаллизационного отжига при температуре 1500 °С и формирования в листе равноосной зеренной структуры со средним размером зерна 60...80 мкм материал становится практически изотропным при всех температурах испытания.

Совершенно иной характер имеет изменение относительного удлинения образцов сплава в зави-

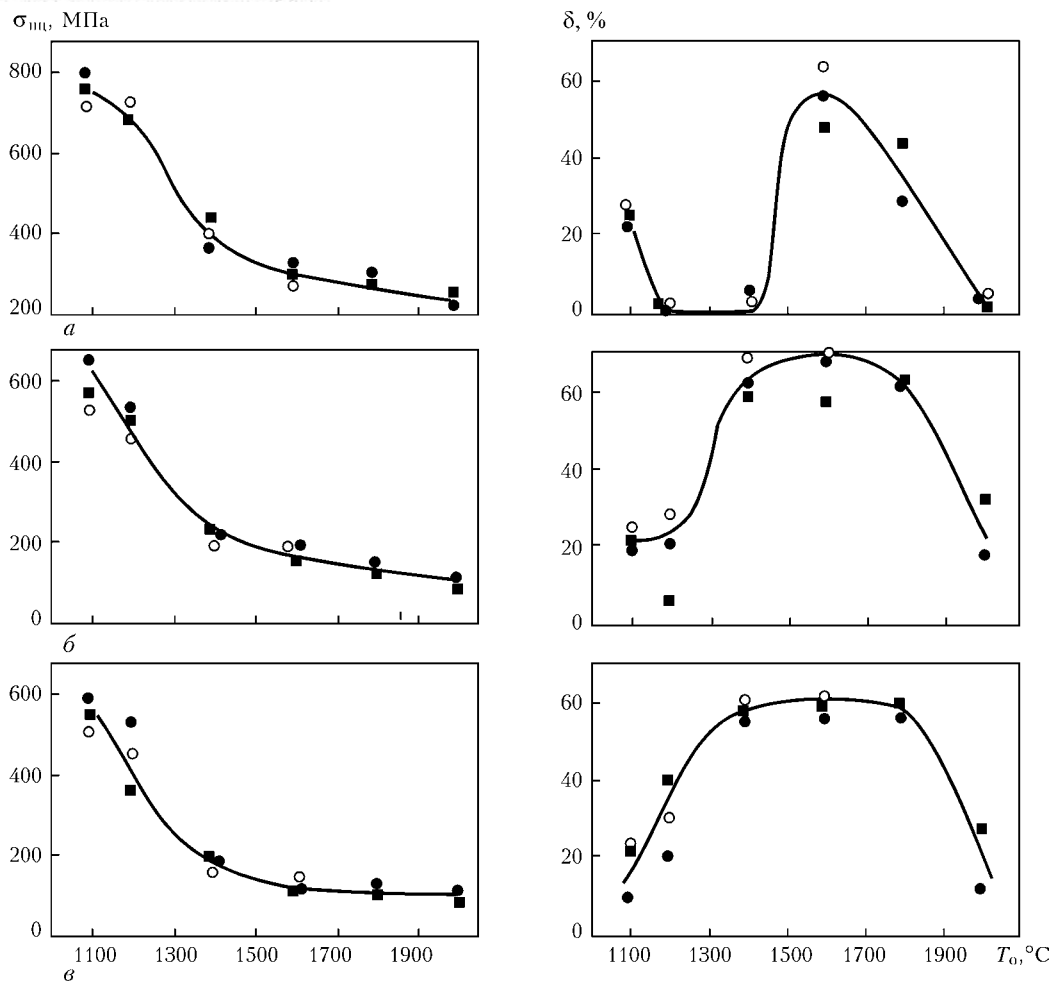


Рис. 1. Влияние температуры отжига T_0 на предел пропорциональности $\sigma_{0.2}$ и относительное удлинение δ образцов, вырезанных вдоль (○), поперек (●) и под углом 45° к направлению прокатки (■) при разных температурах испытаний $T_{исп}$: а – 20; б – 200; в – 400 °С

симости от температур отжига и испытания (рис. 1). Испытание на одноосное растяжение при комнатной температуре выявляет провал пластичности после отжигов в температурном интервале 1200...1400 °С. В этом случае, вне зависимости от ориентировки продольной оси образца относительно направления прокатки исходного листа, относительное удлинение падает до значений 0...2,5 %. Повышение температуры отжига до 1600 °С приводит к резкому возрастанию пластичности. При этом проявляется анизотропия свойств: относительное удлинение продольных образцов достигает 62, поперечных – 46 %. Повышение температуры испытания до 200 и 400 °С способствует устранению провала пластичности после отжига при температурах 1200...1400 °С. С увеличением температуры испытания уменьшается анизотропия относительного удлинения.

Естественно, что при сварке плавлением листового молибденового сплава ЦМ12 в зоне структурного влияния всегда найдется участок, структурное состояние которого соответствует структурному состоянию, получаемому в материале после отжига при температурах 1200...1400 °С. В этом случае пластичность сварного соединения будет на низком уровне.

Анализ взаимосвязи изменения структуры и механических свойств в зависимости от условий деформации показывает, что создание определенных структурных состояний как в процессе пластической деформации, так и последующей термической обработки или контролируемых условий сварки плавлением позволяет существенно улучшить комплекс механических характеристик. Пластическая деформация низколегированных сплавов молибдена, завершающаяся образованием субгранулы ячеистой структуры большой протяженности, вызывает полное растворение находящихся в структуре сплава перед деформацией выделений, несмотря на то, что последняя происходит в температурном интервале распада пересыщенного твердого раствора в молибдене. В связи с этим в структуре деформированного основного металла не обнаружено выделений избыточной фазы (рис. 2), которая, как правило, существенно снижает уровень механических свойств сплава.

Отжиг в температурном интервале существования относительно устойчивой ячеистой структуры вызывает частичную аннигиляцию дислокаций внутри ячеек и выход оставшихся дислокаций на границы (рис. 2, в, з). Одновременно происходит более полная сегрегация примесей на гра-

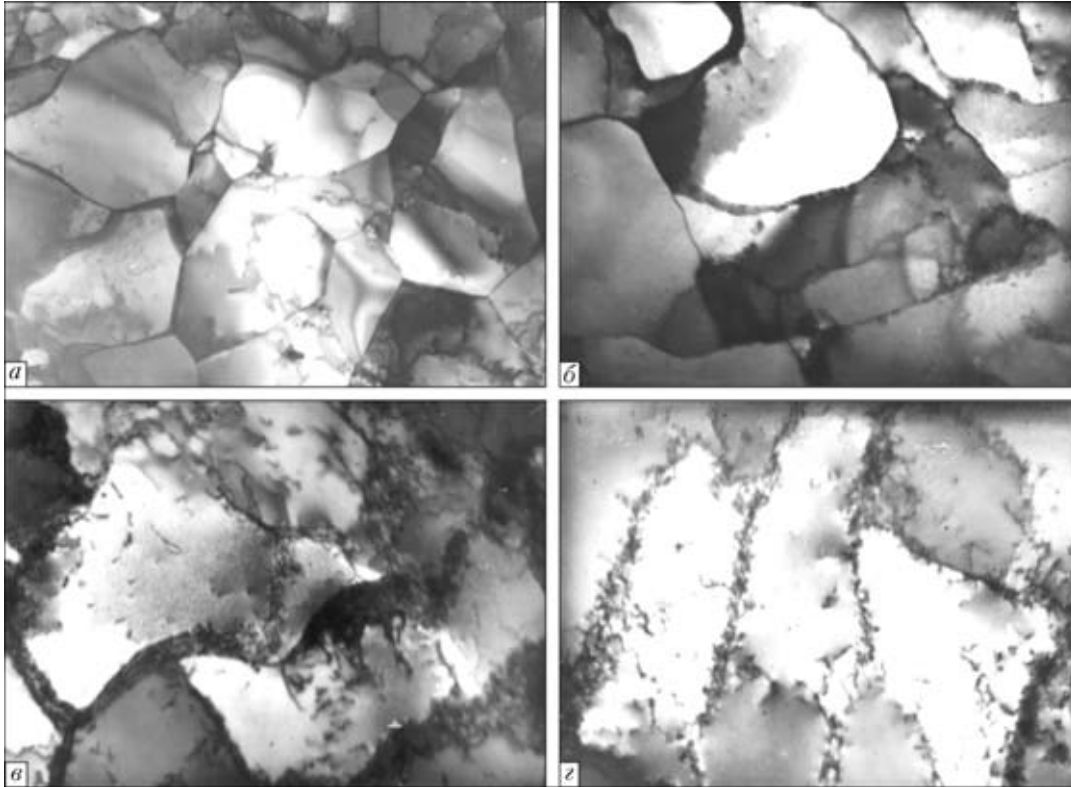


Рис. 2. Дислокационная структура молибденового сплава ЦМ12 после отжига (1 ч) при разных температурах (а – 1100; б – 1200; в – 1300; з – 1400 °С) и испытаниях при 800 °С

ницах ячеек, снижается уровень внутренних напряжений.

Деформационное упрочнение образцов молибденового сплава может быть представлено в следующем виде:

$$\sigma = \sigma_s + \Delta\sigma,$$

где σ_s – предел текучести, соответствующий напряжению в момент начала пластического течения материала. На первых стадиях пластической деформации, когда плотность дислокаций увеличивается, а уровень разориентировки образующихся субграниц $Q < Q_{кр}$, дополнительное упрочнение $\Delta\sigma$ определится из выражения

$$\Delta\sigma = NE^n,$$

где E – истинная пластическая деформация, равная $\ln(1 + \epsilon)$; ϵ – условная пластическая деформация $\Delta l/l_0$; N – коэффициент деформационного упрочнения; n – показатель деформационного упрочнения.

Анализ результатов испытания образцов сплава ЦМ12, вырезанных из листа под различными углами к направлению прокатки, после отжига в температурном интервале 1100... 2000 °С и испытания на растяжение при температурах 20... 800 °С показывает существование многостадийного характера деформационного упрочнения (рис. 3). Линейная стадия деформационного упрочнения характеризуется, согласно работам [6, 7] сосредоточением основной части дислокаций в плоских скоплениях, расположенных в одной или двух системах скольжения. При деформации в пределах этой области дислокации продолжают оставаться в плос-

костях работающих источников, а плотность дислокаций возрастает за счет включения новых источников дислокаций и в меньшей степени систем.

Как следует из работ [6, 7], эта стадия деформационного упрочнения в поликристаллических ОЦК металлах из-за большого количества действующих систем скольжения и легкости поперечного скольжения проявляется в особых случаях (при низких значениях энергии упаковки и температуры, большом размере зерна и др.) и ограничивается малыми деформациями. Наличие обширной зоны линейной стадии деформационного упрочнения металла сварного шва можно объяснить тем, что в соответствии со статьями [2, 3] столбчатые кристаллиты металла шва имеют приблизительно одинаковые направленность своих границ и кристаллографическую ориентировку.

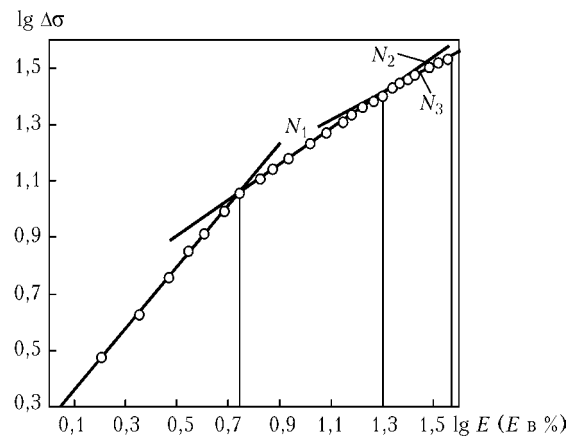


Рис. 3. Зависимость $\lg \Delta\sigma$ от $\lg E$ для продольных образцов сплава ЦМ12 после отжига при 1400 °С и температуре испытания 200 °С

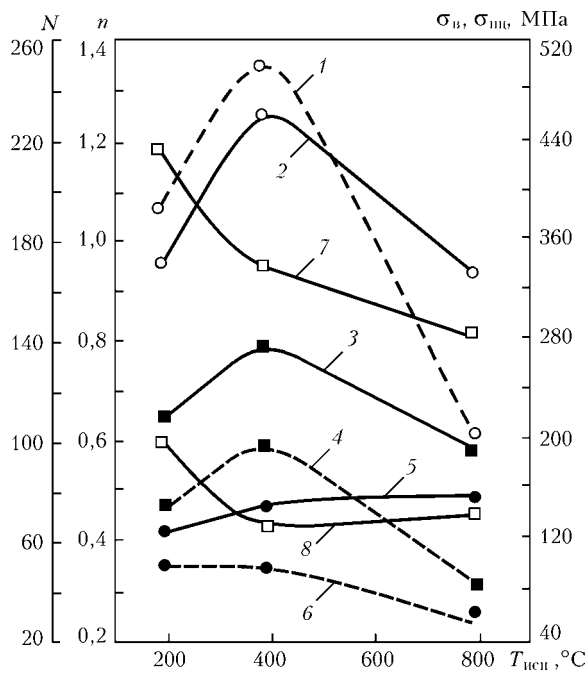


Рис. 4. Зависимость коэффициентов деформационного упрочнения N ($1 - N_1$; $4 - N_2$; $6 - N_3$), показателей деформационного упрочнения n ($2 - n_1$; $3 - n_2$; $5 - n_3$), предела пропорциональности $\sigma_{тп}$ (8) и предела прочности σ_v (7) от температуры испытания образцов, вырезанных вдоль направления прокатки после часового отжига при 1400 °C

Симметричное расположение кристаллитов металла шва относительно его оси, обусловленное условиями кристаллизации сварочной ванны от поверхности оплавленных зерен линии сплавления, сопровождается формированием в сварном соеди-

нении определенной структурной и кристаллографической текстуры.

Поскольку значения фактора Шмида в этом случае приблизительно одинаковы для большинства кристаллов металла шва, то можно допустить, что по достижении определенного уровня деформации дислокационные источники в одних и тех же системах скольжения срабатывают при одинаковом направлении практически во всех кристаллах. Следовательно, все кристаллиты одновременно вносят однозначный вклад в деформацию образца и таким образом действуют как единое целое. Указанная ситуация возможна, конечно, только на этапах пластической деформации с небольшой плотностью дислокаций.

Протеканию линейной стадии в металле сварного шва в значительной степени способствует большой размер кристаллов, обеспечивающий большую длину пути свободного пробега дислокаций в своих плоскостях скольжения и позволяющий источнику дислокаций испустить их большее количество. Сильно развитое скольжение в ограниченном количестве действующих систем сохраняется в кристаллах до определенной критической деформации.

При превышении этого предела возрастает количество работающих систем скольжения, источников дислокаций в них и скорость движения последних, что ведет к увеличению количества встреч дислокаций и уменьшению средней длины плоских скольжений. В результате происходит переход к следующему сравнительно однородному распределению дислокаций — третьей стадии деформационного упрочнения. При этом показатель деформационного упрочнения n с повышением тем-

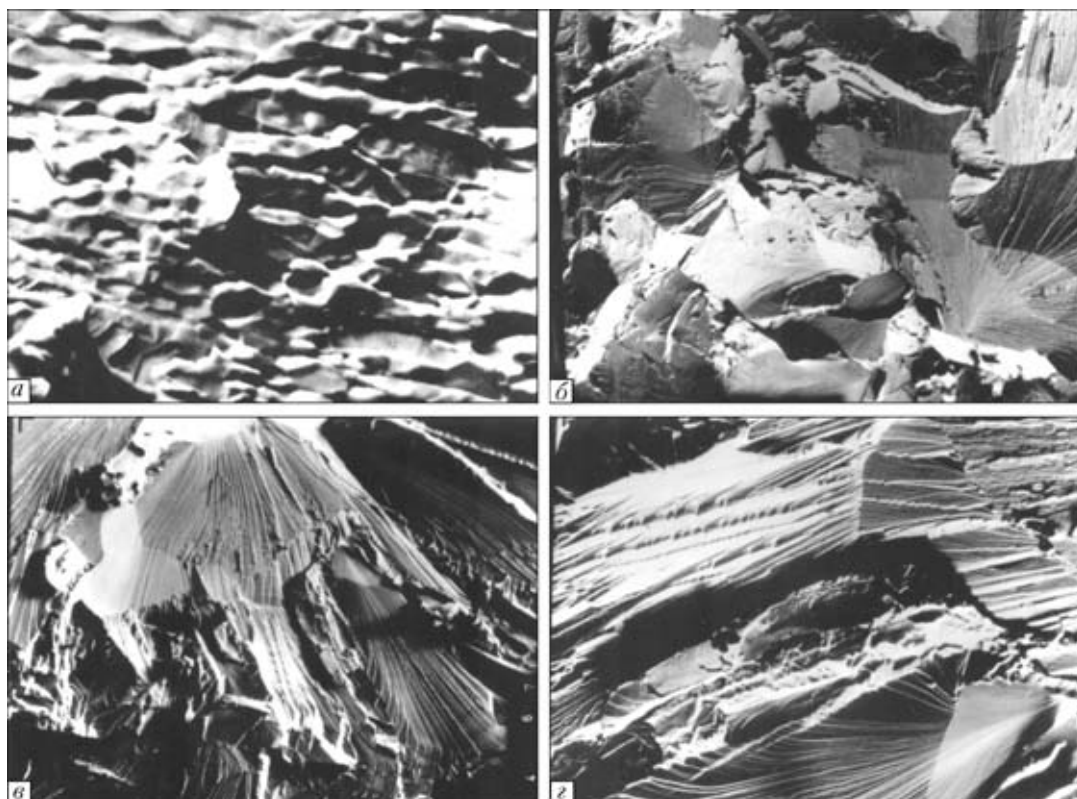


Рис. 5. Поверхность разрушения образцов, вырезанных под углом 45° к направлению прокатки, после различных температур отжига (1 ч): а — 1100; б — 1400; в — 1800; г — 2000 °C

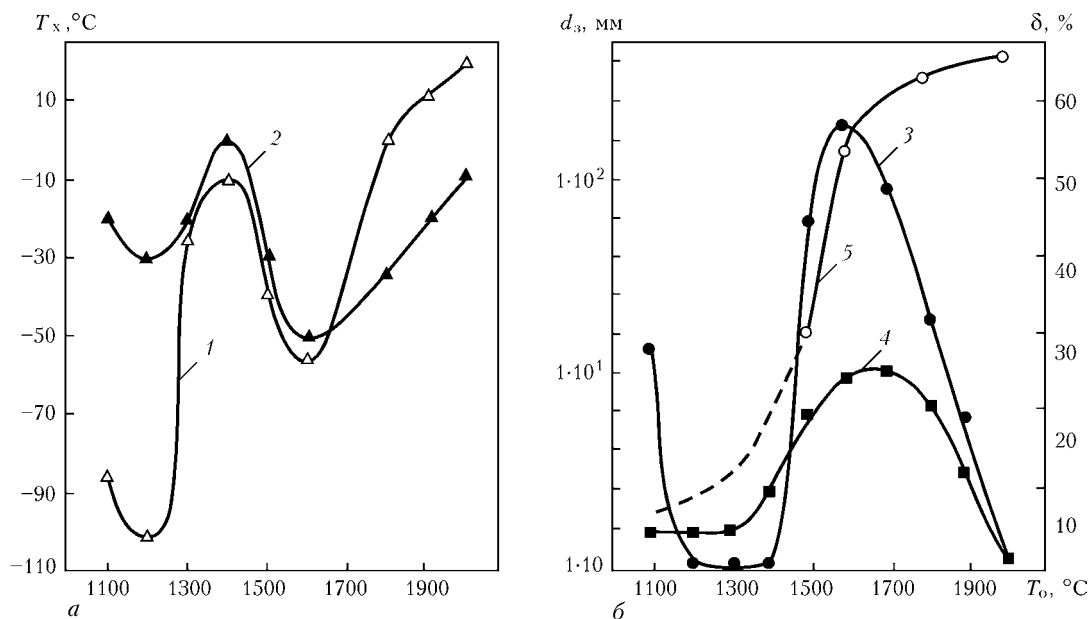


Рис. 6. Зависимость температуры хладноломкости T_x (а), размера зерна d_3 и относительного удлинения δ (б) от температуры отжига: 1, 2 — температура хладноломкости; 3, 4 — относительное удлинение; 5 — размер зерна; 1, 3, 5 — основной металл; 2, 4 — сварное соединение

пературы испытания изменяется немонотонно (рис. 4).

Как показали результаты исследований, изучаемый молибденовый сплав содержал элементы и фазы внедрения. Это привело к проявлению в нем эффекта динамического деформационного старения. Располагаясь на дефектах кристаллической решетки, примеси блокируют источники дислокаций, повышая их стартовое напряжение. В процессе же деформации примеси ограничивают способность дислокаций к передвижению, что приводит к повышению действующего напряжения и, что очень важно, к увеличению скорости нарастания плотности дислокаций. Такие воздействия элементов и фаз внедрения в наибольшей мере проявляются на начальных этапах пластической деформации, когда все источники и дислокации закреплены, а с повышением температуры из-за увеличения подвижности примесей возрастает эффект динамического деформационного старения, а также соответствующие этим стадиям коэффициенты деформационного упрочнения.

Изучение характера разрушения образцов молибденового сплава при комнатной температуре после различных температур отжига показало (рис. 5), что с увеличением температуры отжига выше температуры рекристаллизации в изломе зафиксирован смешанный интер- и транскристаллитный характер разрушения. Повышение температуры отжига до 1800 °С практически не влияет на характер разрушения. Дорекристаллизационный отжиг при температурах 1100 и 1200 °С не изменяет структуру исходного материала, и разрушение образцов в таком структурном состоянии происходит, как и в деформированном сплаве, по границам субструктурных элементов (ячеек) и носит характер расслоя.

Повышение температуры испытания сопровождается увеличением пластичности сплава, что кор-

релирует с появлением фрагментов ямочного разрушения в изломе образцов.

Низкотемпературная пластичность сварных соединений молибденовых сплавов является основным фактором, обуславливающим возможность практического использования сварных конструкций из молибденовых сплавов [8]. Поэтому при оценке работоспособности сварных конструкций основное внимание следует уделять низкотемпературной пластичности и температуре хладноломкости сварных соединений. Уровень низкотемпературной пластичности металла шва обусловлен в некоторой степени технологическими режимами сварки. Значительно сильнее он зависит от режимов термомеханической и термической обработки, предшествующей процессу сварки, т. е. от исходной структуры, субструктуры, а также кристаллографической и структурной текстур [4]. При идентичной технологии сварки одного и того же молибденового сплава можно получить сварные соединения с углом загиба до разрушения от 0 до 180° в зависимости от структурного состояния основного металла, обусловленного предшествующей термической обработкой.

На рис. 6 показано изменение температуры хладноломкости и относительного удлинения основного металла и металла шва в зависимости от температуры отжига исходного листового молибденового сплава. Как следует из представленных данных, предварительный отжиг деформированного прокаткой молибденового сплава ЦМ12 сопровождается немонотонным изменением характеристик пластичности как основного металла, так и металла шва. Особо следует отметить, что характер изменения температуры хладноломкости и относительного удлинения металла шва и основного металла остается одинаковым. Это является еще одним подтверждением сделанных ранее выводов [4] о том, что в процессе сварки тонколистовых



молибденовых сплавов в сварном соединении формируется структурное состояние, которое обусловлено преимущественно структурным состоянием исходного материала. Необходимо подчеркнуть, что температура хладноломкости сварного соединения (вне зависимости от режимов предварительной термической обработки) остается в области отрицательных температур, в то время как температура хладноломкости основного металла после отжигов при значениях температуры выше 1800 °С переходит в область положительных температур. По всей видимости, это может быть обусловлено изменением характера разрушения.

Образцы, вырезанные из металла шва, разрушаются по механизму транскристаллитного скола для всех режимов предшествующих сварке отжигов. Образцы основного металла разрушаются по механизму расслоения, когда температура отжига не превышает температуру рекристаллизации (рис. 6, а). После отжига в температурном интервале 1400...1600 °С характером разрушения является транскристаллитный скол (рис. 6, б). И, наконец, после отжигов при температурах, превышающих 1800 °С, происходит постепенное изменение характера разрушения от транскристаллитного к интеркристаллитному сколу.

Выводы

1. Отжиг деформированных листов молибденового сплава ЦМ12 сопровождается монотонным снижением анизотропии предела текучести. После отжига при температурах рекристаллизации сплав становится практически изотропным.
2. Относительное удлинение после отжига при температурах 1200...1400 °С падает до 0...2,5 %

The influence of annealing temperature on mechanical characteristics of base metal and welded joints of molybdenum alloy TsM12 was studied. It is shown that the nature of variation of the characteristics of weld metal ductility with increase in preliminary annealing temperature is in good agreement with the nature of variation of the initial material ductility. It is found that the molybdenum alloy samples cut out at different angles to the direction of rolling, as well as samples, made of weld metal and tested in the temperature range of 20...800 °С demonstrate a three-stage mode of strain ageing.

и снова возрастает в зависимости от ориентации продольной оси образца относительно направления прокатки исходного молибденового листа до 45...65 % после отжига при температуре 1600 °С.

3. Оптимальное сочетание прочностных и пластических характеристик сварного соединения достигается при сварке молибденового сплава, отожженного при 1500...1700 °С. В этом случае коэффициенты деформационного упрочнения различных зон сварного соединения равны и пластическая деформация происходит равномерно и одновременно по всему сварному соединению.

1. Трефилов В. И., Мильман Ю. В., Фирстов С. А. Физические основы прочности тугоплавких металлов. — Киев: Наук. думка, 1975. — 315 с.
2. Влияние кристаллографической и механической текстуры основного металла на свойства сварных соединений молибдена / М. М. Нероденко, Е. П. Полищук, В. Г. Войткович и др. // Автомат. сварка. — 1976. — № 5. — С. 19–21, 29.
3. Связь кристаллографических текстур основного металла и сварного шва на низколегированных сплавах молибдена / М. М. Нероденко, Е. П. Полищук, Ю. В. Мильман и др. // Там же. — 1978. — № 12. — С. 12–15.
4. Welding of refractory metals / E. A. Asnis, A. B. Goncharov, M. M. Nirodenko, E. P. Polishchuk / Ed. V. E. Paton. — London, 1995. — Vol. 5, pt 1. — 83 p.
5. Сплавы молибдена / Н. Н. Моргунова, Б. А. Клышин, В. А. Бояршинов и др. — М.: Металлургия, 1975. — 391 с.
6. Линейная стадия в деформационном упрочнении поликристаллических ОЦК-металлов / В. И. Трефилов, И. Д. Горная, В. Ф. Моисеев и др. // Докл. АН УССР. Сер. А. — 1982. — № 11. — С. 81–85.
7. Горная И. Д. Закономерности деформированного упрочнения и разрушения сплавов на основе молибдена, ванадия, железа: Автореф. дис. ... канд. физ.-мат. наук. — Киев, 1983. — 22 с.
8. Структура, текстура и механические свойства деформированных сплавов молибдена / В. И. Трефилов, Ю. В. Мильман, Р. К. Иващенко и др. — Киев: Наук. думка, 1983. — 232 с.

Поступила в редакцию 20.11.2003,
в окончательном варианте 16.01.2004