

к.т.н. Мушегян В.О.
(ГП НТЦ «Патон-Армения»
ИЭС им. Е. О. Патона
НАН Украины, г. Киев, Украина)

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ СЛИТКОВ И ПРОКАТА МОЛИБДЕНОВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННОЛУЧЕВОЙ ПЛАВКИ

Досліджено злитки мало-і середньолегованих сплавів молібдену, отримані методом електронно-променевої плавки з проміжною ємністю, в тому числі із застосуванням периферійного нагріву в кристалізаторі. Також досліджено властивості прокату після різноманітної термомеханічної обробки. Визначено вплив режимів плавки та прокату на структуру, температуру холоднотекучості і механічні властивості металу.

Ключові слова: молібден, злиток, електронно-променевий перепплав, кристалізація, структура, рафінування, ударна в'язкість.

Исследованы слитки мало- и среднелегированных сплавов молибдена, полученные методом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью, в том числе с применением периферийного нагрева в кристаллизаторе. Также исследованы свойства проката после разнообразной термомеханической обработки. Определено влияние режимов плавки и проката на структуру, температуру хладнотекучости и механические свойства металла.

Ключевые слова: Ключевые слова: молибден, слиток, электронно-лучевой перепплав, кристаллизация, структура, рафинирование, ударная вязкость.

Электронно-лучевая плавка с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ) позволяет эффективно рафинировать тугоплавкие металлы. Использование метода ЭЛПЕ позволяет также разделить во времени и пространственно процессы плавления шихты и рафинирования от формирования и кристаллизации слитков. Это, а также возможность проведения плавки при низком остаточном давлении, создает условия для эффективной дегазации металла. Указанные преимущества ЭЛПЕ позволяют добиваться заданной чистоты металла слитков даже при использовании загрязненного шихтового материала. Вместе с тем, процессы рафинирования от примесей и включений, кристаллизации слитков молибдена при ЭЛПЕ исследованы недостаточно, а для плавки первичных концентратов молибдена не исследовались вообще. В связи с этим актуальным является исследование указанных процессов и создание промышленных технологий получения

качественных слитков молибдена в Украине.

Исследование процессов рафинирования и кристаллизации молибденовых слитков при ЭЛПЕ проводились в Институте электросварки им. Е.О.Патона под руководством академика Б.А.Мовчана. Было показано положительное влияние легирования молибдена углеродом в количестве до 0,1% на структуру слитка по механизму высокотемпературной гетерогенизации [1]. В более поздних работах С.В. Ахонина установлены количественные характеристики удаления примесей из тугоплавких металлов в процессе электронно-лучевой плавки [2]. В работах Н.П. Тригуба и Д.А. Козлитина были исследованы особенности затвердевания металла слитков сталей и сплавов при ЭЛПЕ [3]. В результате исследований установлены феноменологические зависимости структуры слитков от теплофизических условий их формирования: сдвиг максимума электронно-лучевого нагрева слитка в кри-

сталлизаторе в сторону его периферийной части и применение так называемой порционной плавки (ЭЛПЕ). Позднее Г.В.Жуком установлены зависимости влияния теплофизических условий формирования слитков на их структуру через скорости охлаждения расплава при кристаллизации [4]. В частности, смещение максимума обогрева в периферийную зону кристаллизатора (так называемый периферийный обогрев – ПО) способствует выравниванию условий кристаллизации по диаметру слитка и скорости охлаждения расплава. Вместе с тем, применение указанных зависимостей к слиткам молибдена, благодаря особенностям их кристаллизации и наличия порога хладноломкости, требует дальнейших исследований.

В ИЭС им. Е.О. Патона и НТЦ «Патон-Армения» совместно с ГП НИТИ им. Я.Е.Осады проведены исследования слитков, выплавленных электронно-лучевой плавкой с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ) [5], в том числе с применением оптимизированного режима периферийного обогрева (ЭЛПЕ ПО) [6]. Был исследован металл ряда электронно-лучевых плавок чистого молибдена, полученных в высоком вакууме при различных скоростях плавки и условиях обогрева металла в кри-

сталлизаторе. Результаты исследований приведены в таблице 1. Микротвердость всех сплавов, выплавленных способом ЛПЕ ПО, находилась на уровне 1440÷1570 МПа, что гораздо ниже микротвердости молибдена обычной дуговой плавки 1560÷1690 МПа. Это свидетельствует о том, что в процессе плавки в высоком вакууме происходит значительно лучшее рафинирование металла.

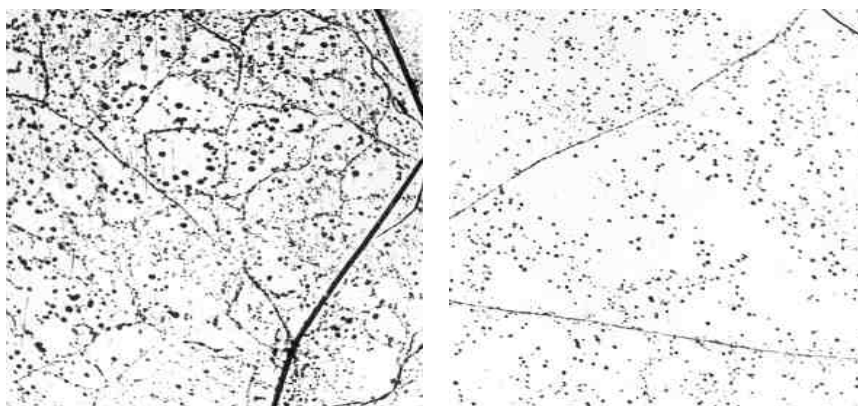
Анализ данных таблицы 1 показал, что температура перехода в хрупкое состояние такого молибдена практически не зависит от скорости плавки, а зависит от условий кристаллизации. Характер разрушений при испытании на хладоломкость изучали методом фрактографии. Сплавы, показавшие наиболее низкую температуру хладноломкости, разрушались преимущественно по телу зерна, в то время как сплавы с высокой температурой перехода разрушались по границам зерен (рис.1). Следует отметить, что в структуре сплавов, показавших низкую температуру перехода, внутри крупных зерен с размерами 5÷10 мм наблюдается субструктура с размерами 0.3÷0.5 мм, внутри которой имеется субструктура 2-го порядка (рис.2).

Таблица 1 – Характеристики литого чистого молибдена ЭЛПЕ и ЭЛПЕ ПО

№ п/п	Вакуум (Па)	Скорость плавки (кг/ч)	Порог хладноломкости, °С	Размер зерна, мм	Размер субзерна, мм	Микротвердость, МПа	Предел прочности, МПа	Характер разрушения
ЭЛПЕ								
1	0,005	4	-45	10	0,3	1560	670	90% по границе
2		3,5	-20	9	0,2	1690	810	90% по границе
3		3,8	+60	16	0,6	1560	-	50% по границе
4		1,7	-30	12	0,4	1590	790	50% по границе
ЭЛПЕ ПО								
1	0,03	4	-80	0,8	0,06	1440	742	По зерну
2	0,005	4,5	-80	0,6	0,05	1530	852	По зерну
3	0,004	0,8	+50	1,6	0,1	1530	934	По границе
4	0,006	3,6	+70	1,2	0,1	1570	-	По границе
5	0,004	2	-60	0,9	0,08	1440	625	По зерну



Рисунок 1 – Характер разрушения сплавов ЭЛПЕ ПО №№ 2 и 3 (табл.1)



а)

б)

Рисунок 2 – Микроструктура сплавов ЭЛПЕ ПО №№ 1 (а) и 3 (б) (×500)

Таблица 2 – Характеристики литых сплавов молибдена ЭЛПЕ

№ п/п	Марка сплава	№ сплава	Способ плавки	Порог хладноломкости, °С	Размер зерна, мм	Микротвердость, МПа		Предел прочности, МПа	Характер разрушения
						2-я фаза	матрица		
1	TZM	2105	ЭЛПЕ ПО	-30	0,5	2820	2280	855	100% транс
2		317	ЭЛПЕ	+25	0,6	3020	2060	747	85% транс
3	TZC	2124	ЭЛПЕ ПО	> 150	0,2	2520	2240	860	90% транс
4		321	ЭЛПЕ	> 150	0,4	2830	2120	864	90% транс
5	Mo–	2112	ЭЛПЕ ПО	> 150	0,15	2220		710	90% транс
6	Nb–С	322	ЭЛПЕ	> 150	0,25	2420		760	80% транс

Для молибдена, выплавленного с помощью традиционной технологии ЭЛПЕ, наиболее низкой температурой перехода оказалась - 45°С, тогда как наиболее низкая температура перехода металла ЭЛПЕ с периферийным обогревом составила - 80°С, причем принципиальных различий в структуре сплавов с низкой и высокой температурами хладноломкости не обнаружено.

Исследования влияния способов плавки на структуру и свойства литых легированных сплавов молибдена были проведены на 3-х группах сплавов типа: TZM (Mo – 0,02C – 0,5Ti – 0,1Zr), TZC (Mo – 0,15C – 1,25Ti – 0,15Zr), Mo – 1,5Nb – 0,25C.

Металл выплавляли методами ЭЛПЕ – традиционным и с применением периферийного электронно-лучевого обогрева.

Способы плавки, составы и свойства полученных сплавов представлены в таблице 2.

Как видно из таблицы 2, все сплавы в литом состоянии, не зависимо от способа выплавки, имеют практически одинаковый размер зерна. В то же время, результаты измерений микротвердости показывают, что микротвердость матрицы легированных сплавов в случае изготовления методом ЭЛПЕ ПО несколько ниже, чем у металла ЭЛПЕ, но значительно превышает значения микротвердости, полученных для плавки нелегированного молибдена в условиях высокого вакуума (табл. 1). Это обусловлено тем, что в литом состоянии матрица молибдена, полученного в полупромышленных условиях, пресыщена примесями внедрения. Это подтверждено исследованиями [1], где методом прецизионного измерения параметров кристаллической решетки показана значительная пресыщенность примесями внедрения молибденовой матрицы в литых сплавах. Вследствие этого, режимы плавки и термомеханической обработки должны оказывать существенное влияние на характер распределения примесей внедрения и, как следствие, на свойства литых сплавов молибдена. Данные таблицы 2 показывают, что слитки сплава TZM, полученные методом ЭЛПЕ ПО, имеют температуру хладноломкости металла ниже, чем слитка, полученного способом ЭЛПЕ того же состава. Этот вывод полностью коррелируется с данными таблицы 1 для чистого молибдена, выплавленного способами ЭЛПЕ и ЭЛПЕ ПО.

Кроме исследований литого металла молибденового сплава, был исследован листовой молибденовый прокат, полученный из слитков ЭЛПЕ по экспериментальной технологии изготовления молибденового листа, разработанной автором для Ереванского комбината тугоплавких металлов.

При исследовании основное внимание было уделено изучению влияния режимов термомеханической обработки сплавов молибдена на их механические свойства и структуру.

Для этих исследований было взято несколько слаболегированных молибденовых сплавов, аналоги которых чаще всего используются при изготовлении деталей высокотемпературных узлов и агрегатов для нужд аэрокосмической, авиационной, энергетической и других отраслей промышленности. Химический состав исследованных сплавов приведен в таблице 3.

Исследования влияния режимов термомеханической обработки проводились по трем вариантам:

- высокотемпературная прокатка (прокат с толщины 30 мм до 6-8 мм при 1600-1500 °С и с 6-8 мм до 1,2 мм при 950 °С с промежуточными подогревами);
- низкотемпературная прокатка (прокат с толщины 30 мм до 1,2 мм при температуре 950 °С с промежуточными отжигами);
- низкотемпературная прокатка по п. 2 с дополнительной "холодной" деформацией после отжига при 1150 °С, 1 час в вакууме (прокатка при 200 °С со степенью обжатия 12-20%) – так называемая "дрессировка".

Таблица 3 – Химический состав исследованных сплавов

№ п/п	Сплав	Химический состав, масс.%				
		С	В	Ti	Zr	Nb
1	MZC	0,02	-	-	0,08	-
2	TZM	0,02	-	0,6	0,1	-
3	1331	0,03	-	0,07	-	0,08
4	804	0,03	-	0,03	-	0,23
5	963	0,08	-	0,03	0,06	-
6	TZC	0,15	-	1,25	0,15	-
7	970	0,19	-	0,08	-	1,7
8	ЦМ-6	0,003	0,003	-	0,1	-
9	1075	0,009	0,3	0,03	-	1,5
10	1169	0,016	2% NbB	0,04	-	-
11	1074	0,07	-	-	-	-

В качестве подката для проведения исследований были использованы слябы (сутунка), полученные горячей деформацией (ковка, прессование) слитков ЭЛПЕ. Горячую деформацию вели по принципу "деформация-рекристаллизация" в три цикла до получения сляба (сутунка) размером 250×120×25–30 мм с последующей механической обработкой до толщины 20-22 мм.

Режимы термомеханической обработки практически для всех исследуемых сплавов сведены в таблицу 4.

Результаты испытаний на хладноломкость в зависимости от температуры отжига показаны на рисунках 3 и 4.

Как видно из приведенных данных, прокатка по низкотемпературному режиму, по сравнению с высокотемпературным, позволяет получить более низкую температуру хладноломкости – как в деформированном состоянии, так и после отжига. Еще большее понижение температуры хладноломкости происходит после дополнительной холодной деформации.

Существенное влияние на механические свойства сплавов оказывает способ получения литых заготовок (слитков).

Сплавы типа TZC были изготовлены из слитков, полученных электронно-лучевой плавкой с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ) – 321 – и электронно-лучевой плавкой с промежуточной емкостью с применением периферийного нагрева – 2124. При определении температуры хладноломкости разрушение деформированных сплавов, полу-

ченных из слитков ЭЛПЕ, сопровождалось расслоением материалов в плоскости прокатки, причем в сплаве 321 расслоение наблюдалось не только при разрушении, но и при всех температурах испытания, как в деформированном состоянии, так и после отжига до температуры 1800 °С включительно. В случае сплавов, полученных ЭЛПЕ с применением периферийного обогрева, расслоение наблюдали лишь на сплаве 2124 причем деформированный лист легко разделялся по толщине на две половины. Ввиду этого, механические испытания были проведены на образцах вдвое тоньше, чем для остальных сплавов (толщина составила 0,4-0,5 мм). При испытании таких образцов расслоения при разрушении не наблюдалось лишь в деформированном состоянии. Отжиг при 1200 °С несколько улучшал механические свойства этого сплава, понижая температуру хладноломкости примерно на 20 °С.

Отжиг при температуре 1200 °С улучшает свойства сплавов 1169, 1075 и 1074, существенно понижая температуру хладноломкости. Особенно этот эффект проявляется в сплавах 1169 и 1075, в которых температура хладноломкости понижается соответственно от + 160 °С и + 100 °С до - 60°С и -10 °С (рис. 5).

По своим прочностным свойствам высоколегированные сплавы резко отличаются от малолегированных, разупрочнение которых происходит гораздо быстрее (рис. 6 и 7).

Таблица 4 – Режимы термомеханической обработки

№ п/п	Параметр	Вариант 1	Вариант 2	Вариант 3
1	Исходная толщина слябов, мм	22-18	20-16	4-1,3
2	Температура прокатки, °С	1400-1600	950-1100	900-950
3	Степень деформации за проход, %	>20	20-15	12-10
4	Количество циклов (проходов)	5	6	3
5	Температура отжига, °С выдержка, ч	1450 0,5	1150-1200 1,5-2	1100-1050 1
6	Температура подогрева, °С время, мин.	1100 1-2	1000 1-2	800 1-2
7	Толщина готового проката, мм	16-5	4,0-1,3	1,2-1,0

Внутри каждой группы сплавов (высоколегированных и малолегированных) прочностные свойства практически не зависят от состава сплава и очень слабо зависят от режимов термомеханической обработки, которые в основном влияют на пластические свойства сплавов (температуру хладноломкости, твердость.)

Изучение изменения твердости и микроструктуры с помощью оптической и электронной микроскопии сплавов в зависимости от температуры отжига и режимов термомеханической обработки показало следующее.

Увеличение количества карбидной фазы при одинаковых режимах термомеханической обработки задерживает процессы разупрочнения, повышает твердость (рис. 8) и температуру начала рекристаллизации.

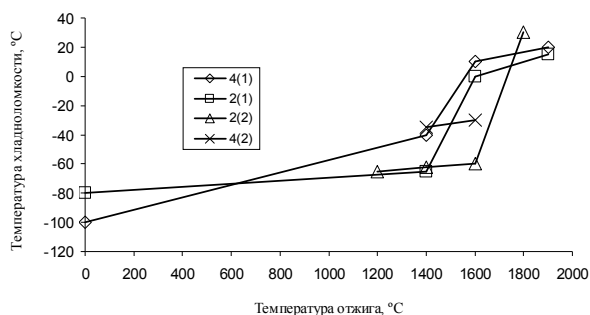


Рисунок 3 – Зависимость температуры хладноломкости Mo сплавов типа MZC от температуры отжига (при различных режимах термообработки)

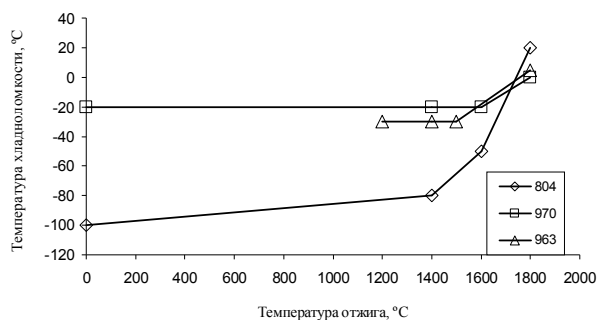


Рисунок 4 – Зависимость температуры хладноломкости Mo сплавов, содержащих карбидную фазу, от температуры отжига

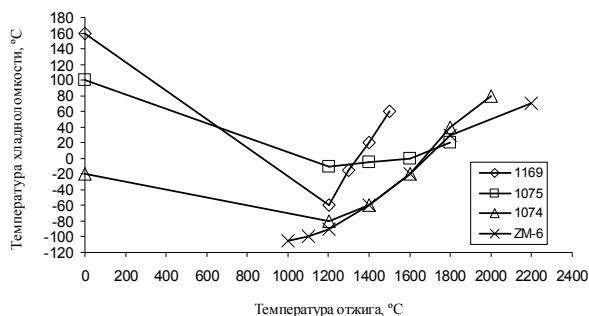
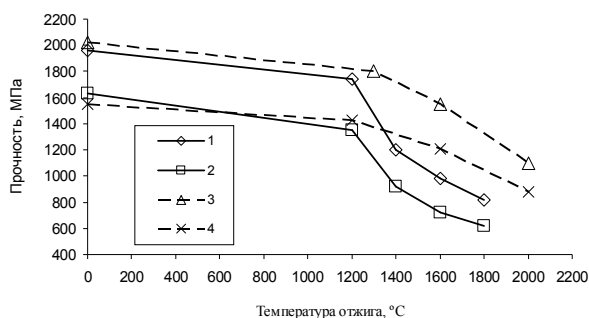


Рисунок 5 – Зависимость температуры хладноломкости сплавов, содержащих боридную фазу, от температуры отжига



1, 2 – пределы прочности и текучести сплавов типа MZC и TZM, 3, 4 – пределы прочности и текучести сплавов типа TZC

Рисунок 6 – Усредненные прочностные свойства карбидоупрочненных сплавов

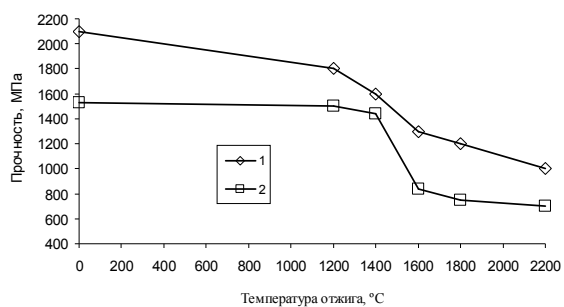


Рисунок 7 – Усредненные прочностные свойства сплавов, содержащих боридную фазу

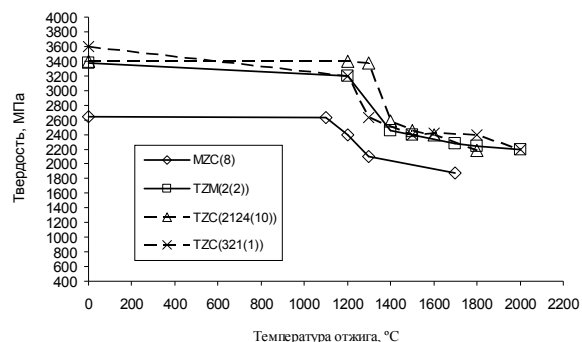
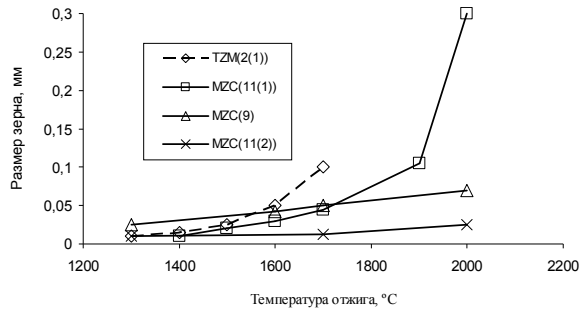
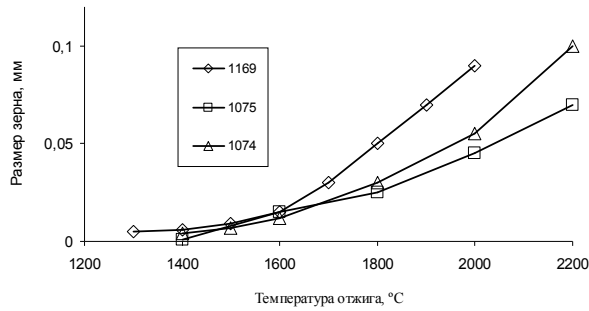


Рисунок 8 – Зависимость твердости сплавов от температуры отжига



а)



б)

Рисунок 9 – Зависимость размера зерна от температуры отжига для сплавов, содержащих карбидную (а) и боридную (б) фазы

Низкотемпературные режимы прокатки значительно задерживают рост зерна сплавов. Особенно благоприятно в этом смысле действует дополнительная холодная деформация (рис. 9-10). Например, в сплаве типа MZC переход к низкотемпературному режиму прокатки и, затем, к дополнительной холодной деформации, позволяет снизить размер зерна после отжига при 2000 °C от 0,3 мм до, соответственно, 0,07 мм и 0,025 мм. Различные варианты низкотемпературных режимов изменяют размер зерна в также и в сплаве типа TZC. Так после отжига при 2000 °C размер зерна от 0,075 мм увеличивается до 0,025 мм,

Таблица 6 – Количество границ ячеек, расположенных в плоскости прокатки по отношению к общему количеству границ для сплавов типа MZC

Режим обработки	7	8	9	11(1)	12(2)
Количество границ в плоскости прокатки (в % к общему числу границ)	43	16,4	48	38,7	31

Таблица 7 – Устойчивость ячеистой структуры при повышенных температурах

Сплав	1331	1074	ЦМ-6	804	907	TZC (2124)
Мах. температура (°C) существования ячеек с размером ≤ 5 мкм	1200-1300	1400-1500	1500	1600	1600-1800	1600-1800

т.е. в 3 раза, с сохранением в металле структуры прокатки.

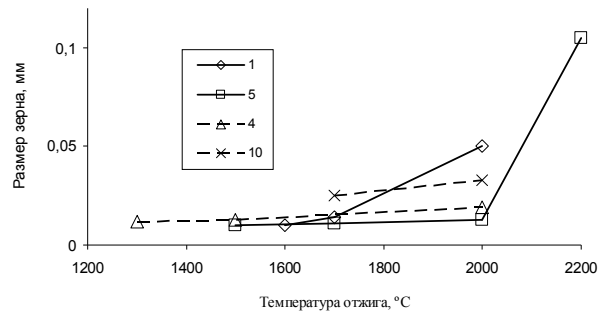


Рисунок 10 – Зависимость размера зерна от температуры отжига для высоколегированных сплавов, содержащих карбидную фазу

Рассматривая прокатанный металл в деформированном состоянии, видно, что сплавы имеют хорошо сформированную ячеистую структуру с размером ячейки от 1,0 до 20 мкм. Большое количество границ ячеек расположены в плоскости прокатки (табл. 6). Размеры ячеек и количество границ в плоскости прокатки не зависят от режима термомеханической обработки.

В дальнейшем процессе отжига металла происходит миграция границ, уменьшается количество границ в плоскости прокатки, происходит укрупнение ячеек и увеличение разориентировки между растущими ячейками. Переход к низкотемпературным режимам прокатки, а так же, при прочих равных условиях, увеличение карбидной фазы стабилизирует ячеистую структуру в процессе отжига и сохраняет ее до высоких температур. Сказанное иллюстрирует таблица 7, где приведены температуры, при которых размеры ячеек превышают 0,005 мм.

Растворимость углерода в молибдене при комнатной температуре ничтожна и составляет 10^{-4} - $10^{-5}\%$. Тем не менее, высокое значение параметра решетки сплавов в деформированном состоянии заставляет предположить, что в деформированном состоянии растворимость углерода существенно повышается. Так, повышение содержания углерода на 0,018% увеличивает параметр решетки от 0,314664 нм до 0,314768 нм. Считая, что параметр решетки линейно зависит от содержания углерода, можно показать, что в исследованных сплавах молибдена при деформации может растворяться до 0,065% углерода.

Вместе с тем, содержание элемента внедрения в твердом растворе и связанная с ним величина параметра кристаллической решетки в деформированных сплавах зависит от режима термомеханической обработки. Эта зависимость, хотя и в меньшей степени, сохраняется в процессе отжига. В сплавах с одинаковыми режимами термомеханической обработки проявляется зависимость параметра кристаллической решетки от количества элементов внедрения.

Причиной ухудшения механических свойств и, в частности, расслоений являются, в первую очередь, карбидные частицы, располагающиеся в плоскости прокатки по раскатанным границам зерен и субзерен, и создающие слоистую структуру материала. На такое расположение могут влиять как режим термомеханической обработки, так и особенности распределения упрочняющей фазы и примесей внедрения по границам зерен и объему слитка в литом металле.

Указанная неоднородность проявляется уже на ранних стадиях деформации и носит весьма устойчивый характер. Резко выраженная неоднородность в распределении фазы сохраняется и после часового отжига при 1500 °С, а также после окончательных стадий термомеханической обработки и последующих отжигов.

На большую неоднородность в распределении упрочняющей фазы указывают и данные по изменению твердости. Так, в металле ЭЛПЕ с периферийным обогревом, перепад твердости между участками наиболее интенсивного выделения карбидной фазы и матрицей в деформированном металле отсутствует, а после отжига не превышает 50-150 МПа. В случае ЭЛПЕ разница достигает 580 МПа в деформированном металле и исчезает только при отжиге 1800 °С (табл. 8).

Анализ результатов проведенных экспериментов показал, что снижение температуры прокатки сплавов с одновременным увеличением числа проходов и промежуточных нагревов приводит к улучшению механических свойств сплавов, так как создает условия для более однородного распределения карбидной фазы. Низкая температура прокатки повышает плотность дислокаций в металле и, следовательно, способствует растворению карбидов и переводу углерода в твердый раствор, на что, в частности, указывает увеличение параметра кристаллической решетки. Кроме того, возможно более интенсивное механическое размельчение частиц, их перераспределение в объеме металла.

Таблица 8 – Изменение твердости сплав типа TZC ЭЛПЕ и ЭЛПЕ-ПО

Температура отжига	Твердость Н, МПа					
	ЭЛПЕ-ПО			ЭЛПЕ		
	Карбиды	Матрица	ΔН	Карбиды	Матрица	ΔН
Деформ.	3500	2920	580	3120	3120	0
1100	2950	2750	250	2740	2700	40
1500	2810	2360	450	2870	2720	150
1600	2460	2400	60	2400	2380	20
1800	2160	2060	0	1880	1880	0

Яркий пример влияния низкотемпературного режима прокатки на распределение карбидной фазы и механические свойства полуфабрикатов является сравнение свойств сплавов типа TZC (2124) с 1169 и 1075, содержащих примерно одинаковое количество твердой фазы. В деформированных сплавах TZC (2114) углерод почти полностью переведен в твердый раствор – имеются лишь единичные крупные включения карбидной фазы. Механические свойства этих сплавов, как было указано выше, вполне удовлетворительны. В деформированных сплавах 1169 и 1075 упрочняющая фаза содержится в виде крупных частиц неправильной формы, расположенных на относительно больших расстояниях друг от друга (средний размер – $5\div 10$ мкм, среднее расстояние между частицами – $50\div 100$ мкм) и распределенных в виде цепочек вдоль направления прокатки.

Перераспределение частиц происходит лишь после отжига при $1800\text{ }^{\circ}\text{C}$. Наличие крупных частиц, расположенных цепочками вдоль направления прокатки, приводит к низким пластическим свойствам (температура $10\times$ хладноломкости в деформированном состоянии у сплава 1169 равна $160\text{ }^{\circ}\text{C}$, а у сплава 1075 равна $100\text{ }^{\circ}\text{C}$) и расслоением.

Исходя из полученных результатов экспериментов определивших влияние режимов термомеханической обработки на механические свойства и металлографических исследований сплавов можно сделать вывод, что температура промежуточных отжига должна быть близкой (несколько ниже или равной) к температуре, при которой начинается рост ячеек. Поскольку последняя, вообще говоря, повышается с увеличением содержания легирующих элементов внедрения, то повышается и температура промежуточных отжига. Так, сплав типа MZC, прокатанный при температуре $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ с промежуточными отжигами при $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ обладает хорошими механическими свойствами, однако свойства сплава типа TZC, обработанного по тому же режиму,

весьма низкие (высокая температура хладноломкости, наличие расслоений). При повышении температуры промежуточных отжигов до $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ свойства сплава типа TZC заметно улучшаются.

Сказанное иллюстрирует рисунок 8, на котором приведен график изменения твердости сплавов ЭЛПЕ с периферийным обогревом по сечению листа в деформированном состоянии. Понижение температуры промежуточных отжигов до $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ приводит к значительной неоднородности сплава.

Промежуточные отжиги вызывают очистку твердого раствора от свободных дислокаций и примесей внедрения, снимая деформационное напряжение и повышая пластичность матрицы. При низкой температуре указанные процессы происходят недостаточно полно. Значительное повышение температуры промежуточных отжигов приводит, по-видимому, к тому, что в процессе отжига происходит аннигиляция дислокаций без образования ячеистой структуры и возможному росту выделившихся на границах ячеек карбидных частиц, что необходимо подтвердить или опровергнуть в ходе дальнейших исследований.

ВЫВОДЫ

1. В сплавах молибдена ЭЛПЕ периферийный обогрев металла в кристаллизаторе устанавливает предел хладноломкости в интервале $-80\dots+70\text{ }^{\circ}\text{C}$. Внутри крупных зерен формируется субструктура, при этом возрастают относительное удлинение и ударная вязкость металла слитков.

2. Уменьшение зерна в молибденовом слитке, получаемое при ЭЛПЕ ПО, приводит к изменению характера разрушения образцов с транскристаллитного на интеркристаллитный, что выражается в повышении их вязкости разрушения.

3. По своим прочностным свойствам легированные сплавы молибдена резко отличаются от низколегированных, разупрочнение которых происходит гораздо быстрее. Увеличение количества карбидной фазы при одинаковых режимах термомеханической обработки задерживает про-

цессы разупрочнения, повышает твердость и температуру начала рекристаллизации. Температура начала рекристаллизации повышается также и переход к низкотемпературному режиму прокатки.

Библиографический список

1. Мовчан Б.А. Повышение пластичности литых и рекристаллизованных сплавов молибдена при выделении высокотемпературной второй фазы / Б.А. Мовчан, В.Н. Статкевич // Изв. АН СССР: Металлы. – 1969. – №2. – С. 129-136.
2. Патон Б.Е. Электронно-лучевая плавка тугоплавких и высокорреакционных металлов / Б.Е. Патон, Н.П. Тригуб, С.В. Ахонин. – Киев: Наукова думка, 2008. – 306 с.
3. Электронно-лучевая плавка / Б.Е. Патон, Н.П. Тригуб, Д.А. Козлитин и др. – Киев: Наукова думка, 1997. – 265 с.
4. Жук Г.В. О влиянии распределения мощности нагрева металла в кристаллизаторе в процессе ЭЛПЕ на структуру слитков / Г.В. Жук // Современная электрометаллургия. – 2008. – №2. – С. 17-20.
5. Мушегян В.О. Электроннолучевая плавка с промежуточной емкостью эффективный способ повышения механических свойств молибдена / В.О. Мушегян // Электрометаллургия. – 2010. – №9. – С. 28-31.
6. Мушегян В.О. Оптимизация технологии электроннолучевой плавки молибдена методом математического моделирования / В.О. Мушегян // Современная электрометаллургия. – 2011. – №4. – С. 9-11.

Рекомендована к печати д.т.н., проф. Новохатским А.М.