

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВА АМг6

А.А. Попов, студент группы 10А11,

научный руководитель: Алфёрова Е.А.

Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского

Томского политехнического университета

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26

В последнее годы уделяется большое внимание изучению физических механизмов усталости для выяснения кинетики зарождения и роста трещин и основных закономерностей процесса [1]. Для изучения закономерностей усталостного разрушения весьма важно выяснение формирования дислокационной структуры в приповерхностном слое и в объеме материала, поскольку зарождение усталостных трещин происходит, как правило, на поверхности, также предоставляет интерес изучение влияния структуры на деформационное поведение сплава АМг6.

Исследуемый сплав АМг6 является термически неупрочняемым алюминиевым деформируемым сплавом. Используется при изготовлении всех видов полуфабрикатов: листов, плит, прессованных изделий (прутков, профилей, панелей, труб, поволоков и штамповок, проволоки заклёпочных и сварочных и др.). Обладая невысокими прочностными характеристиками, в сравнении с термически упрочняемыми алюминиевыми сплавами, имеют высокие показатели пластичности и коррозионной стойкости, что необходимо в условиях повышенной влажности, а также хорошо подвергаются сварке плавлением.

Характеристики сплава АМг6 предоставлены в таблицах 1, 2 и 3.

Таблица 1

Химический состав в % материала АМг6 Примечание:

Al – основа; процентное содержание алюминия дано приблизительно

Fe	Si	Mn	Ti	Al	Cu	Be	Mg	Zn	Примесей
до 0.4	до 0.4	0.5 - 0.8	0.02 - 0.1	91.1 - 93.68	до 0.1	0.0002 - 0.005	5.8 - 6.8	до 0.2	прочие, каждая 0.05; всего 0.1

Таблица 2

Механические свойства при T=20°C материала АМг6

Сортамент	Размер	Напр.	σ_b	σ_T	δ_5	ψ	КСУ	Термообр.
-	мм	-	МПа	МПа	%	%	кДж/м ²	-
Профили горячекатан.			355	190	19.5			
Твердость материала АМг6							HV 10 ⁻¹ = 65 МПа	

Таблица 3

Физические свойства материала АМг6

T	E 10 ⁻⁵	α 10 ⁶	λ	ρ	C	R 10 ⁹
Град	МПа	1/Град	Вт/(м·град)	кг/м ³	Дж/(кг·град)	Ом·м
20	0.71			2640		67.3
100		24.7	122		922	

Обозначения:

Механические свойства:

σ_b - Предел кратковременной прочности, [МПа]

σ_T - Предел пропорциональности (предел текучести для остаточной деформации), [МПа]

δ_5 - Относительное удлинение при разрыве, [%]

ψ - Относительное сужение, [%]

КСУ - Ударная вязкость, [кДж/м²]

НВ - Твердость по Бринеллю, [МПа]

Физические свойства:

T - Температура, при которой получены данные свойства, [Град]

E - Модуль упругости первого рода, [МПа]

α - Коэффициент температурного (линейного) расширения (диапазон 20° - T), [1/Град]

- λ – Коэффициент теплопроводности (теплоемкость материала), [Вт/(м·град)]
 ρ – Плотность материала, [кг/м³]
 C – Удельная теплоемкость материала (диапазон 20° - T), [Дж/(кг·град)]
 R – Удельное сопротивление, [Ом·м]

Известно, что структура материала влияет на его физико-механические свойства. Существует зависимость между изменением микротвердости и эволюцией дислокационной субструктуры. Микротвердость повышается в результате увеличения плотности дислокаций и дислокационных петель. Характер циклического упрочнения и эволюция дислокационной субструктуры в высокоамплитудной и низкоамплитудной областях различны, однако эволюция состоит лишь в увеличении плотности дислокаций и дислокационных петель [2]. Отмечено, что упрочнение, как в высокоамплитудной области, так и в низкоамплитудной области происходит преимущественно в приповерхностном слое, глубиной до 20 мкм. Исследования характера упрочнения и его взаимосвязи с эволюцией дислокационной структуры на разных стадиях деформирования приводят к выводам, которые гласят о влиянии низкой температуры на образование большей плотности дислокаций и дислокационных петель, что непосредственно сказывается на повышении микротвердости. Существуют три стадии упрочнения АМгб в низкоамплитудной области в условиях вакуума, благодаря которым хорошо просматривается зависимость упрочнения с эволюцией дислокационной структуры.

Дислокационная структура состоит из двух типов зерен. Большую часть объема (~70 %) составляют зерна, структура которых представляет собой однородную сетку с дислокационными петлями (рис. 1, а). Остальная часть зерен (~30 %) имеет полигонизованную субструктуру, состоящую из блоков и фрагментов (рис. 1, б) [1].

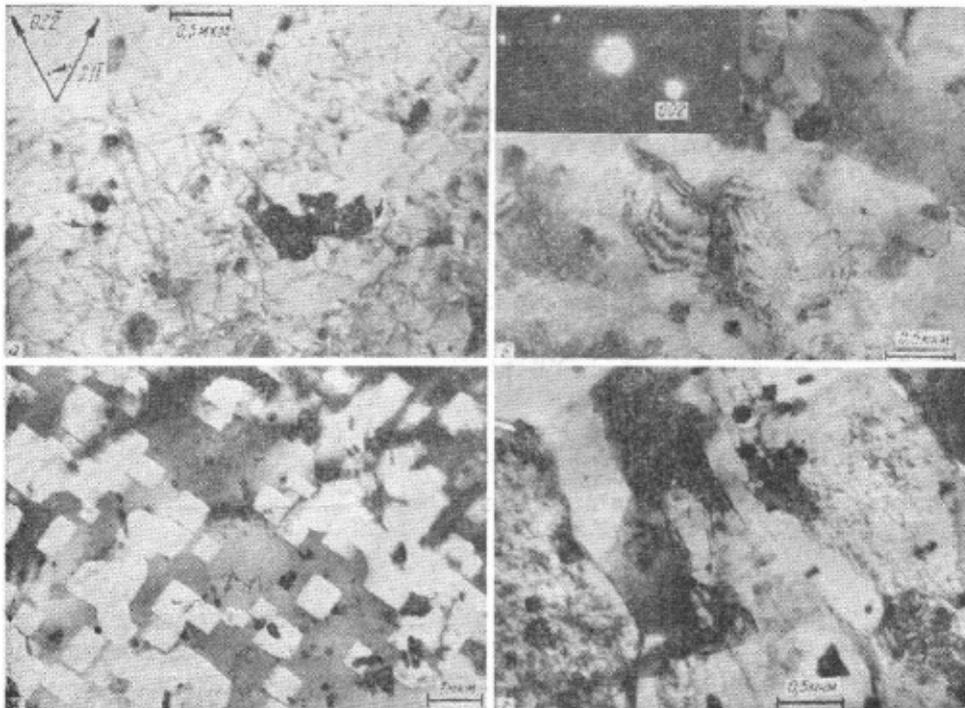


Рис. 1. Дислокационная субструктура: а, б, в – исходное состояние;
 г – T = 293 К, N = 1·10⁴ циклов, h=15 мкм

Дислокационных петель в полигонизованной субструктуре не обнаружено. При увеличении числа циклов плотность дислокаций растет в обоих типах субструктуры. При этом полигонизованная структура трансформируется в фрагментированную (рис. 1, г). До 50 циклов происходит интенсивное увеличение плотности дислокаций, после чего её значения почти не изменяются до 1·10⁴ циклов. В дальнейшем плотность дислокаций вновь увеличивается более интенсивно. При дальнейшем нагружении она возрастает в этих субструктурах неодинаково: в сетчатой структуре – в 3 раза, а во фрагментированной – в 1,4 раза. Во фрагментированной субструктуре при больших количествах

циклов образуется высокая плотность дислокаций и подвижность их уменьшается. В результате плотность дислокационных петель в сетчатой субструктуре увеличивается в большей степени, чем во фрагментированной. Плотность дислокационных петель вносит значительный вклад в упрочнение сплава и неодинаково меняется в каждой из субструктурных составляющих [1]. Изучение зависимости плотности дислокационных петель и структуры сплава АМгб позволяет разработать более эффективные методы повышения микротвердости, а так же открывает новые возможности применения данного сплава с улучшенными свойствами.

Таким образом, изучение влияния структуры сплава на его поведение под нагрузкой является актуальной с практической точки зрения задачей.

Литература.

1. А.М., Гринберг Н. М., Сердюк В. А., Лычагин Д. В., Козлов Э. В. Циклическое упрочнение сплава АМгб в вакууме при комнатной и низкой температурах. / А. М. Гавриляко, Н. М. Гринберг, В. А. Сердюк, Д. В. Лычагин, Э. В. Козлов. // *Металлофизика*. –1988. – Т. 10, – № 4. – С. 36–42.
2. Гавриляко А. М., Гринберг Н. М., Сердюк В. А., Лычагин Д. В., Козлов Э. В. Циклическое упрочнение и эволюция дислокационной субструктуры сплава АМгб в высокоамплитудной области / А. М. Гавриляко, Н. М. Гринберг, В. А. Сердюк, Д. В. Лычагин, Э. В. Козлов // *Металлофизика*. –1989. – Т. 11, – № 3. – С. 83–88.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ РЕЖУЩИХ ИНСТРУМЕНТОВ ПО СОДЕРЖАНИЮ ВОДОРОДА В СТРУКТУРЕ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ

*Ю.Ю. Пчелинцева, А.В. Лихолат, студенты группы 10300,
научные руководители: Нестеренко В.П., Чазов П.В.*

*Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета
652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26*

При резании сталей и сплавов, вызывающих интенсивный диффузионный износ наблюдается достаточно большой разброс износостойкости твердосплавных режущих инструментов группы применяемости Р, даже в том случае, если они имеют целый ряд одинаковых или близких по величине физико-механических характеристик [1]. Выяснение причин разброса имеет большое как практическое, так и теоретическое значение, как при изготовлении, так и при эксплуатации режущих инструментов.

Одной из причин большого разброса износостойкости может быть различное содержание в сплаве твердого сплава водорода. Процесс изготовления составляющих компонентов и твердого сплава в целом производится в водородосодержащей среде при высоких температурах. Вследствие этого возникает высокая вероятность аккумуляции водорода структурой данного инструментального материала. Поглощаемый водород может оказывать большое влияние, как на формирование самой структуры твердого сплава, так и на процессы, развивающиеся в зонах взаимодействия инструментального и обрабатываемого материалов в процессе резания.

Водород, проникая в глубинные области компонентов твердых сплавов группы применяемости Р, может участвовать в образовании непрерывного ряда твердых растворов и гидридных соединений [2]. Данные формирования могут оказывать влияние на процессы растворения элементов обрабатываемого материала в твердом сплаве, разрыхлять или упрочнять структуру композита и, таким образом, изменять эксплуатационные характеристики твердосплавных режущих инструментов. При резании сталей и сплавов, аккумуляцией инструментальным материалом водород в той или иной степени, десорбируется из глубинной структуры, проникает в межконтактные зоны системы «инструментальный – обрабатываемый материал», может оказывать большое влияние на контактные процессы и способствовать также, повышению или снижению износостойкости твердосплавных режущих инструментов.

Исследование износостойкости твердосплавных режущих пластин группы применяемости Р осуществляли на токарно-винторезном станке мод. 163. В качестве обрабатываемого материала использовалась сталь 50, вызывающая интенсивный диффузионный износ. Режущим инструментом служили твердосплавные пластины промышленной марки Т14К8, относящиеся к группе применяемости Р. Скорость резания при испытаниях составляла 140 м/мин и, примерно, являлась оптимальной (обеспечивала минимальную интенсивность износа), подача (скорость продольного движения резца)