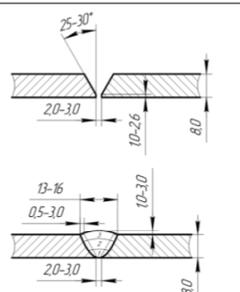


Она присутствует во всей инженерной деятельности. В настоящее время компьютерные технологии позволяют широко применять не только стандартные программы, но и комплекс специализированных компьютерных технологий.

ОПЕРАЦИОННАЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКАЯ КАРТА										
сборки и ручной дуговой сварки электродами с основным видом покрытия неповоротных кольцевых стыковых сварных соединений труб										
Организация		Наименование объекта			Способ сварки		Конструктивные элементы сварных соединений		Шифр карты	
ООО «Газпром трансгаз Томск»		ГРС «Юрга»			РД		Труба + Труба		ОТК-1	
Характеристика труб и элементов					Предварительный подогрев		Параметры разделки кромок и сварного шва		Сварочные материалы	
Номер ТУ, ГОСТа, марка стали	Диаметр, мм	Толщина стенки, мм	Класс прочности	Нормативное значение временного сопротивления при разрыве, МПа	Нормативный эквивалент углерода, (С <sub>экв</sub> ) %		Предварительный подогрев кромок перед сваркой +50 <sup>±</sup> 5°С. Ширина зоны равномерного нагрева не менее 150 мм (не менее 75 мм в каждую сторону от свариваемых кромок)		<p><b>Электроды с основным видом покрытия:</b></p> <p>- LB-52U, ОК 53.70 (тип Э50А по ГОСТ 9467-75) Ø 2,6-2,5; 3,0-3,25мм – для сварки корневого слоя шва;</p> <p>- ОК 53.70 (тип Э50А по ГОСТ 9467-75) Ø3,0-3,25; мм – для сварки заполняющего и облицовочного слоев шва</p>	
					С <sub>пв</sub>	С <sub>сш</sub>				
Труба ТУ 14-159-1128-2008	219	8,0	K48	≤471	≤0,41	-	Минимальное количество слоёв – 3			
Труба ТУ 14-159-1128-2008	219	8,0	K48	≤471	≤0,41	-				
Параметры режимов сварки					Дополнительные требования и рекомендации					
Слой шва	Марка электрода	Диаметр, мм	Сварочный ток, А			1. Сборку выполнять на наружном центраторе с выполнением прихваток в количестве не менее 2-х длиной по 20-30 мм каждая. Режим сварки - как для корневого слоя шва.	2. Направление сварки при выполнении всех слоёв – «на подъем».	3. Оборудование для предварительного подогрева (просушки) должно обеспечивать целостность изоляционного покрытия труб.	4. Приварка сборочных приспособлений к телу трубы – запрещена.	5. Снимать наружный центратор разрешается после сварки не менее 60% длины корневого слоя шва.
			нижнее	вертикальное	потолочное					
Корневой	LB-52U; ОК 53.70	2,6-2,5; 3,0-3,25	80-90; 90-120	70-90; 90-110	70-80; 80-110	6. При выпадении атмосферных осадков или силе ветра более 10 м/сек, производить сварочные работы без инвентарных укрытий запрещается.	7. Максимальная температура должна составлять не менее +50°С и не более +250°С. В случае остывания сварного соединения ниже +50°С произвести сопутствующий подогрев до температуры предварительного подогрева.	8. Возбуждение дуги при сварке следует выполнять только на поверхности разделки свариваемых кромок или ранее выполненном сварочном слое. Запрещается зажигать дугу на поверхности металла труб. Не		
Заполняющие	ОК 53.70	3,0-3,25	100-120; 130-180	90-100; 110-170	80-110; 110-150					
Облицовочный	ОК 53.70	3,0-3,25	80-90; 90-120	70-90; 90-110	70-80; 80-110					

ОТК-1

1стр. из 3стр.

Рис. 4. Операционно-технологическая карта сборки и ручной дуговой сварки труб Ø219х8 мм

Список использованных источников:

1. Об утверждении стратегического направления в области цифровой трансформации образования, относящейся к сфере деятельности Министерства просвещения РФ: Распоряжение Правительства РФ № 3427-р от 2 декабря 2021 года: сайт. – URL: <https://www.garant.ru/products/ipo/prime/doc/403075723/> (дата обращения: 25.04.2024). – Доступ из справ. -прав. системы Гарант. – Текст: электронный.
2. КОМПАС-3D: Каталог: Сварные швы : сайт. – URL: <https://kompas.ru/kompas-3d/application/machinery/katalog-svarnye-shvy/> (дата обращения: 25.04.2024). – Текст: электронный.
3. СТО Газпром 15-1.1-002-2023 Сварка и неразрушающий контроль сварных соединений. Технологии сварки промышленных и магистральных трубопроводов.

## ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОСАЖИВАНИЯ ОБРАЗЦОВ В ЗАКРЫТОЙ ПРЕСС-ФОРМЕ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЕЧЁННОГО СПЛАВА AL-7FE-38SN

Н.М. Русин<sup>1</sup>, к.т.н., с.н.с., А.Л. Скоренцев<sup>1,2,а</sup>, к.т.н., н.с., В.Е. Лихарев<sup>1,2</sup>, лаборант

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

634055, г. Томск, пр. Академический, 2/4

<sup>2</sup>Национальный исследовательский Томский политехнический университет

634050, г. Томск пр. Ленина, 30

E-mail: [skoralexan@mail.ru](mailto:skoralexan@mail.ru)

**Аннотация:** Исследована структура и механические свойства спечённого композита Al-7Fe-38Sn до и после егоковки в закрытом штампе при 200–350 °С. Установлено, что его структура состоит из алюминиевой матрицы, по границам зёрен которой располагаются Sn включения и скопления цементированных оловом частиц Al<sub>3</sub>Fe.

Испытания показали, что указанная обработка существенно повышает предел текучести композита за счёт деформационного упрочнения алюминиевой матрицы. Пластичность материала при этом остается высокой, а форма и размеры агломератов из твёрдых частиц менялись незначительно.

**Ключевые слова:** ковка с переменной оси осаждения, алюмоматричный композит, спекание, структура.

**Abstract:** The structure and mechanical properties of sintered Al-7Fe-38Sn composite before and after its forging in a closed die at 200-350 °C were investigated. It was found that its structure consists of an Al matrix, along the grain boundaries of which Sn layers and clusters of tin-cemented Al<sub>3</sub>Fe particles are located. Tests have shown that the indicated treatment significantly increases the yield strength of the composite due to strain hardening of the Al matrix. At the same time, the plasticity of the material remains high, and the shape and size of the agglomerates of hard particles change slightly.

**Keyword:** aluminum matrix composite, sintering, structure, mechanical properties.

**Введение.** ГОСТ 14113–78 относит алюминиевые сплавы с оловом к антифрикционным из-за высокого давления схватывания их со сталью, достигающего максимальной величины при концентрации олова около 40 % масс. [1–4]. Олово не растворяется в твёрдом алюминии и при охлаждении расплава выпадает в виде тонких прослоек на поверхности растущих алюминиевых зёрен, тем самым, уменьшая число и протяжённость их совместных границ. Поскольку олово в обычных условиях не упрочняется, то, чем разветвлённей сеть его прослоек, тем больше вероятность локализации в них деформации при нагружении сплава. Толщина прослоек в полосе локализации сдвига резко уменьшается, и ресурс их пластичности снижается.

Чтобы уменьшить интенсивность локализации пластического течения в сплавах Al-Sn, между зёрнами матрицы наряду с оловом размещают твёрдые частицы. Например, в работе [5] с этой целью использовали порошки железа. Оказалось, однако, что олово при растекании по прессовке не только смачивает указанные порошки, но и доставляет к их поверхности растворённые атомы алюминия, которые диффундируют в частицы железа с образованием алюминида Al<sub>3</sub>Fe. Поскольку в нём на каждый атом железа приходится 3 атома алюминия, то объём, занимаемый новой фазой, почти в 4 раза превосходит исходный объём порошинок железа. Под действием диффузионных и концентрационных напряжений алюминид железа растрескивается, и в результате на месте порошинок железа образуются скопления (агломераты) твёрдых частиц, промежутки между которыми заполнены оловом [5].

Оказалось, что агломераты твёрдых частиц являются довольно прочными образованиями, сохраняющими своё местоположение и объём даже при нагреве прессовки выше 660 °C. Единственное изменение их структуры при высокотемпературном отжиге заключается в укрупнении составляющих агломераты частиц Al<sub>3</sub>Fe за счёт механизма перекристаллизации атомов Fe через жидкую фазу. При испытании спечённых образцов на сжатие форма агломератов также практически не меняется, поскольку окружающая алюминиевая матрица начинает их обтекать при относительно низком напряжении. То есть, распределение частиц Al<sub>3</sub>Fe в спечённом композите неоднородное, и это приводит к неоднородному распределению деформации по объёму образцов и ухудшению их механических свойств.

Целью настоящей работы является исследование особенности воздействия на форму агломератов из частиц Al<sub>3</sub>Fe и прочность композита напряжений, возникающих при обработке спечённых композиционных образцов состава Al-Fe-Sn давлением в закрытой пресс-форме при повышенной температуре.

**Материалы и методика эксперимента.** В качестве образцов для прессования использовались брикеты размером 20x20x10 мм, полученные спеканием смеси элементарных порошков Al марки АСД-1, Sn марки ПО2 и Fe марки ПЖ-4. Состав смеси, % масс: Sn – 38, Fe – 7, Al – остальное. Спекание осуществляли в вакуумной печи марки СНВЭ при остаточном давлении газов не выше 10<sup>-2</sup> Па. Температура спекания – 620 °C, время выдержки – 1 час. Спечённые брикеты нагревались до температурыковки и доуплотнялись в исходной пресс-форме под давлением 300 МПа.

Затем уплотнённые образцы смазывались по торцам графитом, устанавливались на ребро в канале пресс-формы и нагревались вместе с ней до заданной температуры: 200, 250, 300 и 350 °C. В конце осадки (ковки) образцы полностью заполняли канал пресс-формы, то есть, снова обретали исходные размеры. Это позволяло в дальнейшем подвергать их многократному прессованию в заданных условиях. Величина испытанной материалом деформации ( $\delta$ ) при однократной осадке образцов составляла  $\delta = 50\%$ .

Прессованную заготовку вынимали из пресс-формы и из неё вырезали образцы для испытаний на сжатие размером 5x5x10 мм. Сжатие осуществляли на машине Instron-1185, скорость осаждения образцов составляла 0,5 мм/мин. Для каждой точки проводили не менее трех испытаний.

Шлифы для исследования структуры композита готовили путём шлифования поверхности наждачной бумагой с убыванием размера абразивных частиц, затем полировали на сукне с нанесённой алмазной пастой. Полированные поверхности подвергались травлению в 4 % растворе азотной кислоты в спирте, а затем промывались в виброразбавителе со спиртом.

Исследование структуры проводили с помощью оптического AXIOVERT-200MAT (Zeiss, Германия) и растрового электронного LEO EVO 50 (Zeiss, Германия) микроскопов, предоставленных ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН.

**Результаты и их обсуждение.** Структура спечённого композита после его доуплотнения при 250 °С и последующего испытания на сжатие приведена на рис. 1. Видно, что после спекания материал состоит из алюминиевой матрицы, на границах зёрен которой располагаются тонкие оловянные прослойки и относительно компактные скопления (агломераты) частиц  $Al_3Fe$ , окружённых и пропитанных оловом.

Образцы при испытаниях на сжатие сохраняли исходную форму, следовательно, деформация по объёму материала распределялась равномерно, и материал тёк во все стороны от оси сжатия. Осадка образцов при сжатии составляла  $\delta \sim 18\text{--}20\%$ . В результате зёрна матрицы и зацементированные между ними оловянные прослойки вытягивались в направлении действия максимальных сдвигающих напряжений. Тогда как форма агломератов в результате сжатия образцов практически не менялась по причине недостаточной величины действующего на них напряжения со стороны алюминиевой матрицы. Видно, что окружающий агломераты материал матрицы их обтекает, не вовлекая в пластическую деформацию (рис. 1, б). Отчасти этому способствует и тот факт, что агломераты окружены оловом, которое выступает в качестве твёрдой смазки между ними и поверхностью зёрен матрицы. То есть, сцементированные твёрдым оловом частицы  $Al_3Fe$  образуют прочные агломераты, которые в объёме матрицы Al-Sn ведут себя как цельные крупные образования.

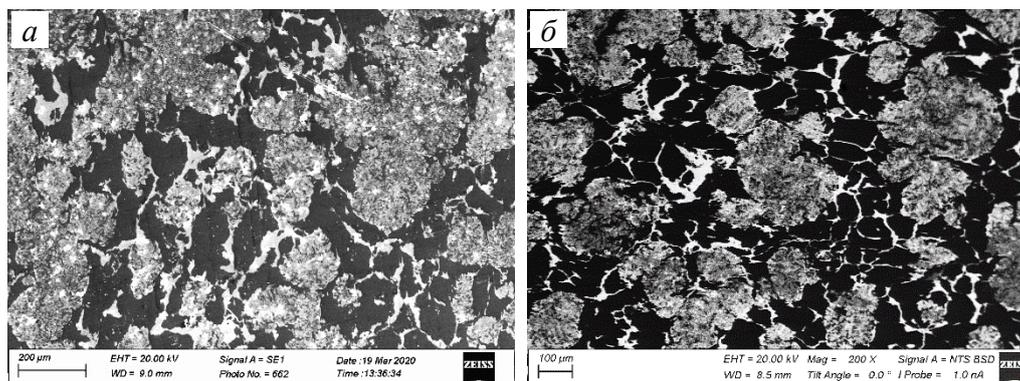


Рис. 1. Структура спечённого композита Al-7Fe-38Sn (а) и после его испытания на сжатие (б).  
Направление сжатия – вертикальное

Влияние температуры однократного горячего прессования (ковки) образцов трёхфазного композита Al-7Fe-38Sn на его механические свойства отражено в табл. 1. Здесь же для сравнения приводятся данные, иллюстрирующие влияние температуры прессования на механические свойства двухфазных композитов с близким по объёму содержанием второй фазы.

Таблица 1

Влияние температуры горячего прессования (ГП) на механические свойства  
спечённых композитов на основе алюминия.  $\delta = 50\%$ .

Состав	Режим: $T_{СП}+T_{ГП}$	$T_{ГП}, ^\circ C$											
		200	250	300	350	200	250	300	350	200	250	300	350
		$\sigma_{0,2}, \text{МПа}$				$\sigma_B, \text{МПа}$				$\delta(\sigma_B), \%$			
Al	640+ГП	108		111	83	136		139	116	12		15	20
Al-10Fe	680+ГП	88		142		144		168		30		7	
Al-40Sn	600+ГП		55	69			65	89			3	17	
Al-7Fe-38Sn	710 (обж)	90	99	98	83	119	115	116	130	15	7	7	28
	710+ГП	102	98	100	90	131		133	135	14		21	27

При прессовании образца в закрытой пресс-форме по используемой схеме плоскостью течения материала является плоскость, такая же, как и при РКУП [6, 7], проходящая через ось осадки и перпендикулярное ей направление истечения материала. При этом в плоскости действуют не одна, как при простом сдвиге, а пересекающиеся её две системы плоскостей сдвига, материал между которыми вытягивается в направлении истечения и сжимается в перпендикулярном ему направлении, то есть реализуется схема чистого сдвига. Испытанную материалом деформацию сдвигом ( $\gamma$ ) можно оценить, как  $\gamma = \text{tg}(a/h)$ , где  $a$  – абсолютный сдвиг, и  $h$  – расстояние между плоскостями сдвига. В нашем случае величина  $a/h = 0,5$  и  $\gamma \approx 0,55$ .

Единственной способной к деформационному упрочнению фазой в композите Al-7Fe-38Sn является алюминий, и величина его предела текучести ( $\sigma_{0,2}$ ) в отлитом или спечённом состоянии не выше 60 МПа. Гомологическая температураковки алюминия в закрытой пресс-форме составляла 0,5–0,6  $T_{пл}$ , поэтому подвижность дис-

локаций в зёрнах была высокая, и часть их успевала в процессе обработки уйти на стоки и аннигилировать или перестроиться в более равновесные конфигурации. Тем не менее, из приведённых в табл. 1 данных следует, что условный предел прочности ( $\sigma_B$ ) алюминиевых образцов после осаживания их в закрытом штампе на  $\delta = 50\%$  при температуре 200–300 °С имеет высокое значение  $\sigma_{0,2} \approx 110$  МПа. Это означает, что во время высокотемпературнойковки спечённых образцов в закрытой пресс-форме при данной температуре в алюминиевых зёрнах интенсивно накапливаются дислокации, а динамический возврат протекает недостаточно быстро. Величина  $\sigma_{0,2}$  снижается до  $\sim 80$  МПа только у обработанного при 350 °С алюминия из-за большей скорости динамического возврата при данной температурековки. При охлаждении материала до комнатной температуры внесённые дислокации также не успевают аннигилировать или уйти на стоки, большая их часть остаётся в зёрнах.

Благодаря динамическому возврату, плотность дислокаций в зёрнах горячепрессованного алюминия далека от максимальной и может повышаться при дальнейшей пластической обработке алюминия в обычных условиях. Например, напряжение течения образцов при испытаниях на сжатие возрастает на  $\sim 30$  МПа. Правда, для достижения указанной степени упрочнения  $\sigma_B$  деформация алюминиевого образца должна быть тем больше, чем выше была температура егоковки в закрытом штампе. Это обусловлено меньшей дислокационной плотностью в зёрнах образцов, обработанных при высокой температуре, на что указывает меньшее значение  $\sigma_{0,2}$  и, как следствие, большей длиной свободного пробега дислокаций в деформируемых зёрнах.

Если в порошок алюминия добавить 10 % порошка железа и полученную смесь спечь, то получим композит с алюминиевой матрицей, наполненной большим количеством твёрдых алюминидов железа  $Al_3Fe$ . Жидкая фаза появляется здесь только при спекании выше температуры плавления алюминия. Расплав обволакивает частицы  $Al_3Fe$ , и в результате мы получаем композит, содержащий примерно ту же объёмную долю агломератов из частиц алюминидов железа, что и в исследуемом композите Al-7Fe-38Sn, только сцементированных алюминием, а не оловом (рис. 2). Упрочняющейся фазой здесь также является алюминий. Спечённые брикеты были однократно осажены на 50 % при 200 и 300 °С в закрытой пресс-форме, а затем из них вырезали образцы для испытаний на сжатие.

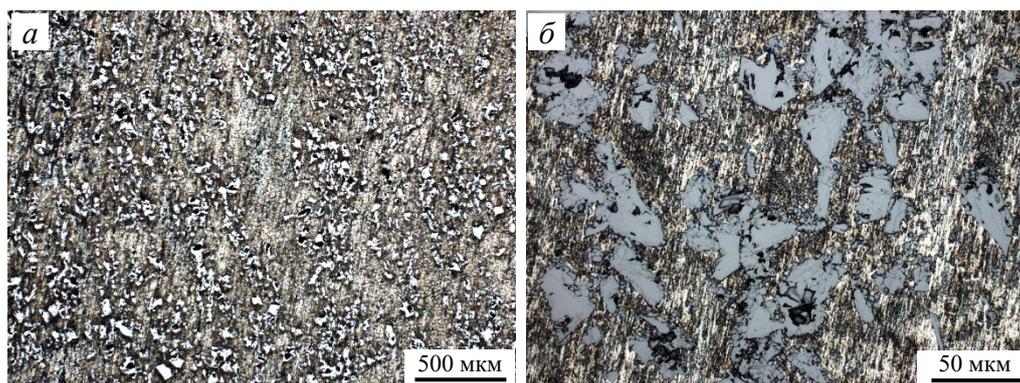


Рис. 2. Структура подвергнутого однократной ковке (300 °С) композита Al-10Fe при малом (а) и большом (б) увеличении

Было установлено, что у обработанных при 300 °С образцов  $\sigma_{0,2} = 142$  МПа, что на 30 МПа выше, чем у чистого алюминия после такой же обработки.

То есть, при осаживании образцов в закрытой пресс-форме при высокой температуре частицы  $Al_3Fe$  препятствовали пластическому формоизменению алюминиевых зёрен и усиливали неоднородность их течения. Мягкие зёрна алюминиевой матрицы их огибали, испытывая, в результате, большую деформацию и накапливали большее количество дислокаций, что привело к росту  $\sigma_{0,2}$ . В случаековки сплава при 200 °С, агломераты из частиц по прочности были близки к окружающей их матрице и меняли форму под её воздействием. В результате, зёрна алюминиевой матрицы испытывали меньшую деформацию, что отразилось на меньшей величине  $\sigma_{0,2}$ . Более однородное распределение деформации при ковке при 200 °С сопровождалось вытягиванием агломератов твёрдых частиц в направлении течения материала и формированием слоистой структуры. При сжатии откованного образца при комнатной температуре деформация локализовалась в матрице между вытянутыми агломератами, и зёрнам не приходилось их обтекать. Пластичность композита сохранялась высокой, и образцы при сжатии можно было деформировать на 30%, что привело к упрочнению матрицы на 56 МПа, тогда как в кованных при 300 °С образцах с неупорядоченной структурой течение зёрен матрицы было неоднородным, что привело к снижению пластичности образцов при сжатии и их упрочнению только на 26 МПа.

При введении в спечаемый алюминий олова, оно плавится и растекается по границам зёрен. Если в предыдущем случае зёрна разделяли многочисленные агломераты из твёрдых частиц, которые не касались

друг друга, то в сплаве Al-40Sn оловянные прослойки образовывали непрерывную разветвлённую сеть, переплетённую с алюминиевым каркасом. Испытания на сжатие показали, что предварительная пластическая обработка спечённого сплава при 250 и 300 °С не привела к значительному росту величины  $\sigma_{0,2}$ . Во время прессования в закрытом штампе олово находилось в жидком состоянии и выступало в качестве смазочного материала между скользящими Al зёрнами.

В процессе формирования в плоскости течения структуры с наименьшим сопротивлением сдвигу, Al зёрна смещались и меняли свою форму (рис. 3). Напряжение течения в них при 250 °С было выше, чем при 300 °С, поэтому перестройка структуры происходила большей частью за счёт взаимного смещения зёрен, тогда как напряжение течения Al при высокой температуре было ниже, и перестройка структуры композита сопровождалась значительной деформацией зёрен (рис. 3, б). Для такого изменения формы зёрен в них аккумулировались геометрически необходимые дислокации, и это привело к тому, что значения  $\sigma_{0,2}$  у такого образца было выше, чем у образца послековки при 250 °С (табл. 1).

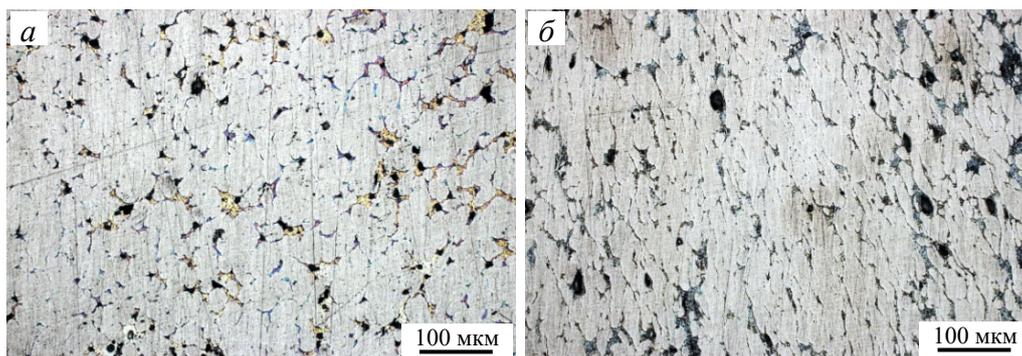


Рис. 3. Структура композита Al-40Sn, подвергнутого однократной ковке при 250 °С (а) и 300 °С (б)

Смещение зёрен как целого при ковке при низкой температуре сопровождалось утончением оловянных прослоек на многих границах. Ресурс пластичности таких прослоек снижался, и при испытаниях образцов на сжатие они быстро разрушались. Допустимая величина деформации до начала разрушения  $\delta(\sigma_B)$  образцов с тонкими прослойками составила всего 3 %, зёрна при этом смогли упрочниться только на 10 МПа. Прослойки в образцах, откованных при 300 °С, были толще и выдерживали до разрушения большую деформацию  $\delta(\sigma_B) = 17$  %. Деформационное упрочнение Al зёрен в таких композитах к концу испытания на сжатие составило 20 МПа. Следовательно, проскальзывание зёрен матрицы вдоль разделяющих их оловянных прослоек приводит к малому их деформационному упрочнению. Это означает, что для вовлечения в деформацию при трении толстого слоя зёрен с целью уменьшения градиента деформации и снижения темпов утончения оловянных прослоек и исчерпания их ресурса пластичности, напряжение относительного сдвига зёрен в слое следует увеличить.

С указанной целью в композит Al-40Sn были добавлены порошки железа, которые располагались между алюминиевыми порошинками и в процессе спекания трансформировались в твёрдые частицы  $Al_3Fe$ . Они располагались в форме компактных агломератов, поэтому для усиления их тормозящего эффекта на смещающиеся зёрна была предпринята попытка разместить их вдоль границ более равномерно за счёт растягивания агломератов посредством воздействия на них пластического течения зёрен матрицы при различной температурековки композита Al-7Fe-38Sn в закрытой пресс-форме. Результаты влияния предварительнойковки на механические свойства материала приведены в табл. 1.

Из представленных данных следует, что предварительная ковка в закрытой пресс-форме при 200–300 °С способствовали повышению условного предела текучести композита по сравнению с  $\sigma_{0,2}$ , демонстрируемым базовым сплавом после аналогичной обработки. В ходе испытаний на сжатие композит упрочнялся и величина прироста ( $\sigma_B - \sigma_{0,2}$ ) составила примерно 30 МПа, то есть столько же, на сколько упрочнился алюминиевый образец после испытаний на сжатие. И точно также, как и в случае чистого алюминия, для достижения указанной степени упрочнения в 30 МПа деформация композиционного образца должна быть тем больше, чем выше была температура егоковки в закрытом штампе. Это указывает на то, что на величину деформационного упрочнения композита Al-7Fe-38Sn влияет степень деформации составляющих матрицу алюминиевых зёрен. Влияние характера расположения твёрдых частиц на прочность композита незначительно. Более того, наличие оловянных прослоек привело к частичной локализации деформации в них при испытании образцов на сжатие. В результате, при равной испытанной деформации упрочнение алюминиевого образца было даже выше, чем исследуемого композита, не смотря на наличие в нём твёрдых частиц. Правда, по этой же причине допустимая деформация  $\delta$  испытываемых на сжатие образцов была выше, чем у чистого алюминия.

Тем более, пластичность композита оказалась существенно выше, чем у базового сплава Al-40Sn. Это свидетельствует о том, что частицы  $Al_3Fe$  сдерживают локализацию деформации в оловянных прослойках. Следовательно, можно надеяться, что наличие перемешанных с оловом твёрдых частиц на границах зёрен будет увеличивать толщину деформируемого при трении слоя и увеличивать допустимую его деформацию перед образованием частиц износа в виде отслоившихся по границам зёрен матрицы.

**Заключение.** Из полученных результатов следует, что в результате жидкофазного спекания смеси элементарных порошков Al, Fe и Sn формируется композит, по границам зёрен алюминиевой матрицы которого располагаются оловянные прослойки и сцементированные оловом агломераты из твёрдых алюминидов железа  $Al_3Fe$ . Агломераты сдерживают локализацию деформации в оловянных прослойках, но при этом делают пластическое течение зёрен матрицы, которые их огибают, неоднородным. Горячая ковка спечённых образцов способствует повышению их предела текучести за счёт деформационного упрочнения зёрен матрицы. Однако указанного повышения напряжения течения композиционных образцов оказывалось недостаточно, чтобы при испытании полученного материала на сжатие в пластическое течение были вовлечены частицы из агломератов. Их распределение вдоль границ зёрен матрицы оставалось неоднородным, а форма агломератов неизменной. Для вовлечения частиц из агломератов в пластическое течение матрицы необходимо повышать гидростатическое давление в прессуемом материале.

Работа выполнена в рамках реализации проекта РНФ № 23-29-00669.

Список использованных источников:

1. Буше Н.А. Подшипники из алюминиевых сплавов / Н.А. Буше, В.А. Двоскина, К.М. Раков. – М. : Транспорт, 1974. – 256 с.
2. Миронов А.Е. Влияние олова на триботехнические свойства сложнолегированных алюминиевых антифрикционных сплавов / А.Е. Миронов, И.С. Гершман, Е.И. Гершман // Трение и износ. – 2018. – Т. 39, № 5. – С. 499–506.
3. Курганова Ю.А. Универсальные триботехнические материалы на основе алюминиевых сплавов / Ю.А. Курганова // Технология металлов. – 2007. – № 8. – С. 29–32.
4. Properties of new cast antifrictional aluminum alloys / A.E. Mironov, I.S. Gershman, E.G. Kotova [and et.] // Russian Engineering Research. – 2017. – V. 37. – P. 37–39.
5. Rusin N.M. Tribological properties of sintered Al–Sn alloy doped with iron / N.M. Rusin, A.L. Skorentsev // Journal of Friction and Wear. – 2022. – V. 43, № 3. – P. 153–159.
6. Segal V.M. Equal channel angular extrusion: from macromechanics to structure formation / V.M. Segal // Materials Science and Engineering A. – 1999. – V. 271. – P. 322–333.
7. Nemoto M. Equal-channel angular pressing: A novel tool for microstructural control / M. Nemoto, Z. Horita, M. Furukawa, T.G. Langdon // Metals and Materials. – 1998. – V. 4, № 6. – P. 1181–1190.

## О СВЯЗИ ДИСЛОКАЦИОННОГО И МАКРОСКОПИЧЕСКОГО МАСШТАБОВ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОМ ТЕЧЕНИИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЯ

*С.А. Баранникова<sup>а</sup>, д.ф.-м.н., в.н.с., П.В. Исхакова<sup>б</sup>, аспирант  
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН  
634055, г. Томск, пр. Академический, 2/4  
E-mails: <sup>а</sup>bsa@ispms.ru; <sup>б</sup>iskhakova@ispms.ru*

**Аннотация:** В работе исследовано деформационное поведение плоских поликристаллических образцов технически чистого алюминия, основным механизмом пластической деформации которого является дислокационное скольжение. С помощью методики спекл-фотографии в процессе одноосного растяжения анализируется кинетика макроскопических полос локализованной пластичности в температурном интервале  $170 < T < 350$  К. Показано влияние температуры на стадийность диаграмм растяжения и механические свойства. Обнаружено, что пространственный период локальных деформаций увеличивается с понижением температуры. Установлена количественная связь между макроскопическим и дислокационным масштабами при растяжении Al.

**Ключевые слова:** локализация деформации, металлы, механические испытания, спекл-фотография.

**Abstract:** This work examines the deformation behavior of flat polycrystalline samples of commercially pure aluminum, the main mechanism of plastic deformation of which is dislocation slip. Using the speckle photography technique during uniaxial tension, the kinetics of macroscopic bands of localized plasticity in the temperature range  $170 < T < 350$  K is analyzed. The effect of temperature on the staging of tension diagrams and mechanical properties is shown. It was found that the spatial period of local deformations increases with decreasing temperature. A quantitative relationship has been established between the macroscopic and dislocation scales during tension of Al.