

ПРОГНОЗ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ПРЕССОВАННЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Габидуллин А.Э.

«МАТИ» - РГТУ им. К.Э. Циолковского

Кафедра «Технологии и автоматизация обработки материалов»

Научный руководитель: к.т.н., доц. Овчинников А.В.

Возникновение структурных дефектов прессования обычно связывается с высокими степенями деформации в периферийных слоях полуфабриката [3]. Однако наличие так называемой «потенциальной зоны крупнокристаллического ободка» не всегда приводит к его образованию.

Для анализа причин возникновения структурных дефектов произведен расчет температурно-скоростных параметров процесса прессования. На сопоставлении данных диаграмм структурного состояния и расчета установлено, что причиной роста зерна в «потенциальной зоне крупнокристаллического ободка» могут являться определенные температурно-скоростные режимы процесса.

В работе ставилась задача по оценке влияния режимов прессования на реализацию структурных состояний, описываемых одноимённой диаграммой, подбору методики прогнозирования структур и оценке механических свойств при различных режимах прессования. Произведено сравнение полученных данных с реальными дефектами промышленных изделий, что подтвердило указанное предположение.

Ряд параметров (предел прочности, макроструктура, твердость), используемых для оценки качества продукции, зависит от условий деформирования, и, прежде всего, от температурно-скоростных интервалов обработки давлением [2].

Возможность протекания рекристаллизационных процессов после деформации можно установить по диаграммам структурных состояний.

Диаграмма структурного состояния (ДСС) (рис.1) содержит граничные линии А - А и В - В, отвечающие условиям, когда температура начала рекристаллизации равна температуре закалки ($\theta_{\text{рн}} = \theta_{\text{з}}$) и температура конца рекристаллизации равна температуре закалки ($\theta_{\text{рк}} = \theta_{\text{з}}$) соответственно. Эти линии разделяют диаграмму на области, соответствующие трем типам структуры, которые наблюдаются в сплаве после термической обработки: полигонизованной, (область I), статически рекристаллизованной (область II) и смешанной (область III). Данные линии соответствуют линиям с постоянным

значением параметра Зенера – Холмона $z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{\Delta H}{RT}\right)$, учитывающего совместное влияние скорости и температуры деформации и определяющего основные механизмы процессов возврата [4]. Область спонтанной рекристаллизации (IV) располагается в правом верхнем углу диаграммы и ограничена линией С - С. Эта линия - геометрическое место точек, удовлетворяющих условию $\theta_{\text{рн}} = \theta$.

При получении смешанного типа структуры будет происходить неравномерный рост зерен, и падение прочностных свойств. Таким образом, наименее желательным режимом обработки является смешанная область.

Следует отметить, что значения скоростей деформации при построении диаграмм определяли по упрощенной формуле как $V_{инструмента} / H_{заготовки}$, поэтому при их использовании необходимо уточнение локальных значений скорости деформации.

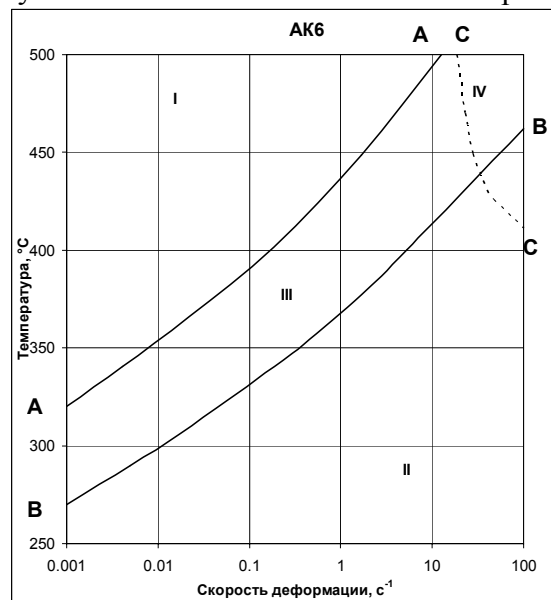


Рис.1 Диаграмма структурных состояний сплава АК6 [4].

Диаграммы предполагают высокие степени деформации $\varepsilon > 0.3$ и характеризуют различные процессы ОМД, однако их применение ограничивается отсутствием точных данных о распределении температуры и скорости деформации по объему заготовки.

Современные системы автоматизированного проектирования объединяют средства и методы автоматизации всех стадий конструкторской и технологической подготовки, и позволяют моделировать процесс ОМД для получения температурно-скоростных полей в деформируемом металле [1]. Однако достаточно сложная конфигурация многих изделий затрудняет поиск параметров даже при использовании программ моделирования.

При прессовании полуфабрикатов часто применяют градиентный нагрев заготовки. Контроль температуры в процессе прессования и автоматическое регулирование температуры выходного конца осуществляют при помощи термопар и оптических пирометров.

Ввиду высоких значений теплопроводности алюминия основным фактором, влияющим на его структуру и с трудом поддающимся контролю, будет являться скорость деформации. Целесообразным представляется определение функции распределения скорости по очагу деформации для прогнозирования типа структуры и прочностных параметров.

При помощи моделирования в программе QForm был произведен расчет скоростей изделий различных конфигураций (рис.2). Установлено, что при прессовании сложных профилей распределение скоростей определяется, в основном, геометрией отдельного элемента и не зависит от их совокупности, что позволяет свести задачу нахождения скоростей прессования к плоской или осесимметричной.

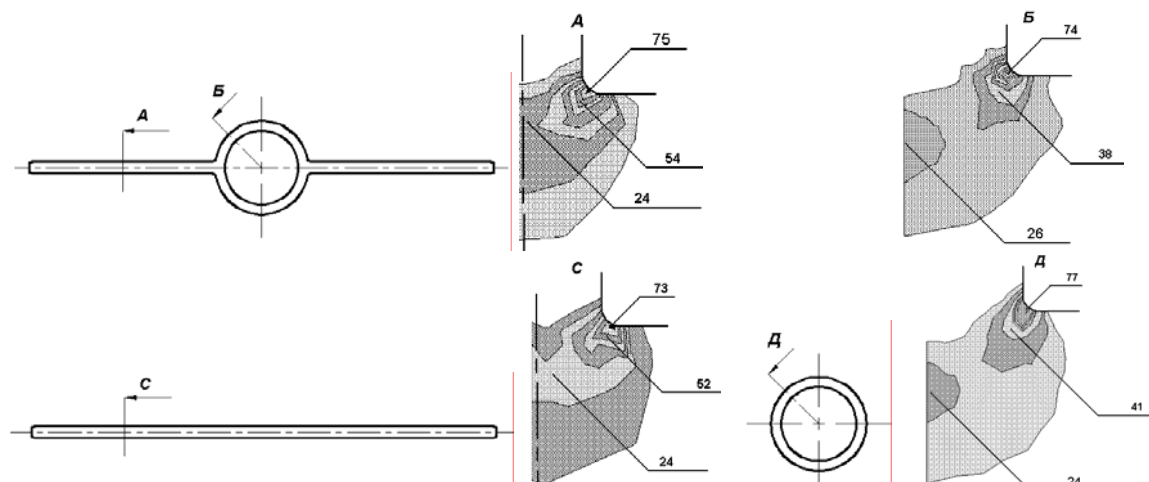


Рис.2 Распределение скоростей деформации по очагу при различных конфигурациях элементов. Стрелками показаны выбранные сечения. Цифрами обозначены значения интенсивности скоростей.

На основании результатов моделирования подобрана аппроксимирующая зависимость распределения интенсивности скоростей деформации по сечению прутка и полосы. Установлено, что интенсивности скоростей деформации пропорциональны скорости истечения. Графики зависимости приведенных интенсивностей скоростей деформации ($\dot{\epsilon}_{\text{приведенное}} = \dot{\epsilon} / V_{\text{истечения}}$) от расстояния до оси прессизделия вдоль очага деформации N показаны на рис.3.

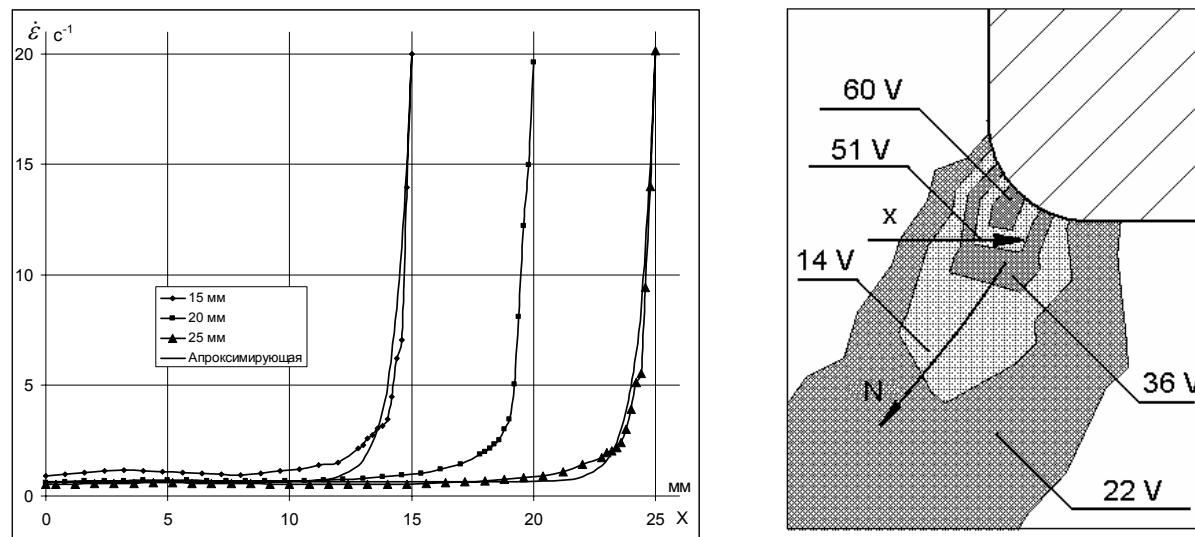


Рис.3 Распределение скоростей деформации по очагу прутка и их аппроксимирующая.

Как видно из графиков, при расстоянии до кромки калибрующего оча матрицы более 2 мм интенсивность скорости деформации можно считать постоянной. Распределение скоростей деформации по сечению прутка будет аппроксимироваться функцией:

$$\epsilon(x) = v_0 (19.32 \exp^{1.5(x-D/2)} + 0.644) \quad (1)$$

Где V_0 - скорость истечения, м/мин.

Для оценки статистической значимости подобранной зависимости используем критерий Фишера [5]:

$$F = S_y^2 / S_{y_{ост}}^2 = \frac{17.318}{0.597} = 29 > F_{102,101,5\%} = 1.413$$

Для полосы:

$$\varepsilon(x) = v_0 (19.32(\exp^{4.5(x-D/2)} + \exp^{-4.5(x+D/2)}) + 1.5) \quad (2)$$

$$F = S_y^2 / S_{y_{ост}}^2 = \frac{27.5}{1.58} = 17.4 > F_{41,40,5\%} = 1.684$$

Следовательно, выражения статистически значимо описывают результаты при 5% уровне значимости.

Таким образом, методика прогнозирования включает поиск соответствующих областей диаграммы по значениям температуры, замеренным непосредственно в процессе прессования, и интенсивностям скоростей деформации, найденным по (1) или (2).

Для практической проверки методики прогнозирования структур использовался сплав АК6. Для этого были отпрессованы два прутка при различных температурах нагрева исходной заготовки – 460 и 480 °С, после чего вырезанные темплеты подвергли закалке при 520 °С и времени выдержки 30 мин. и искусственному старению при 170°С в течение 3 часов. Темплеты высотой 40 мм отрезались на расстоянии 400 мм от выходного конца прессизделия.

Полученные макрошлифы показаны на рис. 5. Как видно, на прутке, отпрессованном из заготовки с температурой нагрева 460 °С, наблюдается крупнокристаллический ободок, что свидетельствует о прохождении рекристаллизационных процессов.

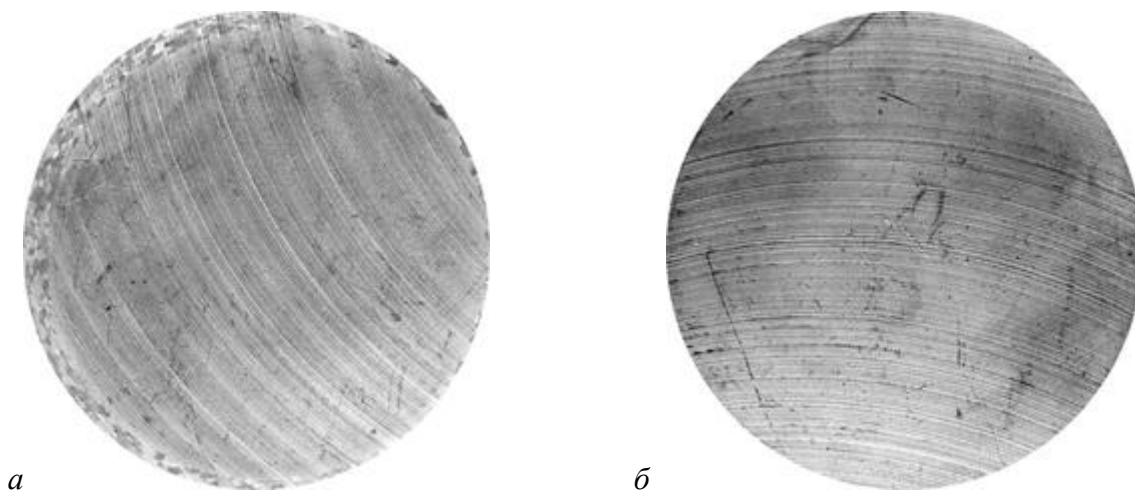


Рис.5. Макрошлифы прутков, отпрессованных при исходной температуре заготовки 460 (а) и 480 (б) °С.

Температурно-скоростные условия в очаге деформации приведены в таблице 1. При сопоставлении полученных значений и ДСС установлено, что температурно-скоростные

параметры процесса прессования заготовки нагретой до 460 °С соответствуют области III, а до 480 °С области I, что позволяет объяснить возникновение ободка.

Для оценки зависимости прочностных свойств от типов структур из заготовок длиной 80 мм, вырезанных из выходного конца, были изготовлены образцы длиной 40 мм и диаметром рабочей части 8 мм. Схема раскроя приведена на рис.4. Термообработка образцов для растяжения проводилась аналогично обработке темплетов для контроля макроструктуры. Результаты испытаний образцов на растяжение приведены в таблице 1.

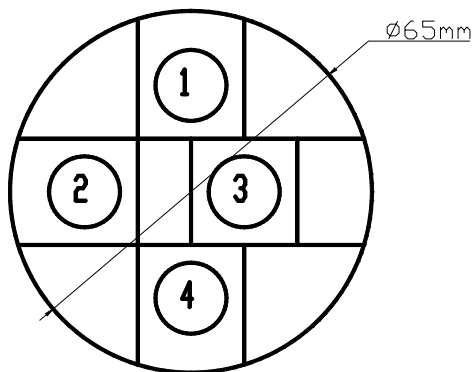


Рис.4 Схема раскроя темплета прутка из сплава АК6.

Таблица 1.

Технологические режимы обработки и свойства образцов.

№	T °C контейнера	T °C заготовки	σ_B , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ , %	Интенсивность скоростей деформации на периферии	Температура выходного конца	LgZ
1	450	460	45.3	38.1	11.5	42	486	14.36
2			45.3	37.5	11.5			
3			44.1	35.6	11.5			
4			44	38.7	9.5			
Среднее			44.675	37.475	11			
1	450	480	49.1	42.1	10.2	42	504	14.67
2			50.9	44.5	10.5			
3			49.3	42	12.2			
4			49.7	42.3	10.2			
Среднее			49.75	42.725	10.775			

Как видно, отличие прочностных характеристик составляет порядка 5 МПа. Для оценки статистической значимости этой разницы можно применить критерий Стьюдента. Отношения дисперсий составляют 0.804, 1.273, 1.084, что меньше $F_{0.95}(3, 3)=9.3$, поэтому различия между дисперсиями незначимы. Разница отклонений средних значений при температурах заготовки 460 и 480 °С для статистической значимости должна составлять не менее:

$$t_{1-p} s \sqrt{\frac{1}{n_1} + \frac{1}{n_2}} = 1.37s \quad (3)$$

Приведенные расчеты (таблица 2) позволяют сказать, что отличие средних значений пределов прочности и текучести статистически значимы и, поскольку режимы

термообработки одинаковы, повышение прочности можно объяснить структурным упрочнением и его зависимостью от значения параметра Z .

Таблица 2.

Результаты статистической обработки.

	σ_b	σ_{02}	δ
Дисперсия для 460 °С	0.522	1.802	1
Дисперсия для 480 °С	0.65	1.416	0.922
Отношение дисперсий	0.804	1.273	1.084
Средневзвешенная дисперсия	0.586	1.609	0.961
Разница средних значений	5.075	5.25	0.225
Статистически значимая разница	1.050	1.740	1.345

Выводы:

1. На основании результатов моделирования процесса установлено, что отличие средней скорости и степени деформации, от их локальных значений, наблюдаемых по объёму, может достигать нескольких крат. Исходя из особенностей распределения скоростей по сечению, наиболее эффективным способом регулировки структуры является подбор оптимальной температуры.

2. Деформирование в области смешанной структуры диаграммы сопровождается появлением ободка в грубокристаллизующейся зоне. Наибольшая структурная неоднородность, как правило, сосредоточена в поверхностных слоях металла.

3. Механические свойства готовых полуфабрикатов зависят от значений параметра Z в процессе обработки давлением. С его уменьшением значения прочностных свойств повышаются.

4. Скорость деформации по сечению профиля зависит, прежде всего, от типа составляющего элемента и определяется расстоянием до кромок калибрующего отверстия матрицы.

Список литературы:

1. Щерба В.Н. Прессование алюминиевых сплавов. М.: Интермет Инжиниринг, 2001, 768 с.
2. Вайнблат Ю.М., Клепачевская С.Ю., Ланцман П.Ш. Диаграммы структурных состояний и рекристаллизация горячедеформированного сплава АК4-1. Физ. металлов и металловедение, 1977, т.44, вып.4, с.834-842.
3. Перлин И.Л., Райтбарг Л.Х. Теория прессования металлов. М.: Металлургия, 1975 447 с.
4. Вайнблат Ю.М. Структурные состояния полуфабрикатов из деформируемых алюминиевых сплавов. ВИС, ТЛС 1992, № 8, с. 34-38.
5. Львовский В.Н. Статистические методы построения эмпирических формул. М.: Высшая школа, 1988, 239 с.