

ти:

$$\tau = (\sigma_1 - \sigma_3) / 2,$$

где σ_1, σ_3 - главные нормальные напряжения;

β - коэффициент Лоде, изменяющийся в пределах от 1 ... 1,5.

Сравнивая эти выражения, получаем зависимость для определения удельной силы трения в следующем виде:

$$\tau = \beta \sigma_T / 2.$$

При формировании покрытия в процессе волочения у входа в рабочую зону порошок металла находится в состоянии утряски и дальнейшее его перемещение происходит слоями. Это возможно в том случае, если он будет скользить по поверхности волочильного инструмента и не иметь перемещения относительно сердечника. Другими словами как бы произошло схватывание порошкового материала с сердечником. На основании вышесказанного было принято, что при формировании порошкового покрытия в процессе волочения удельная сила трения между покрытием и волочильным инструментом определяется по закону Амонтона, при этом значение внешнего коэффициента трения принималось постоянным вдоль всей зоны уплотнения и деформации. Удельная сила трения между сердечником и покрытием определяется по закону Зибеля, а коэффициент трения по пределу текучести принимается равным максимальной величине, что соответствует условию схватывания.

В результате принятия таких законов трения была получена зависимость для определения усилия волочения при формировании порошкового покрытия в процессе волочения. Усилия волочения, рассчитанные по полученной зависимости, хорошо согласуются с экспериментальными данными, что говорит о правильности выбора законов трения.

СТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА ПОСЛЕ БЫСТРОЙ ЗАКАЛКИ РАСПЛАВА

*Верещагин М.Н., Целуев М.Ю., Стасенко Д.Л., Кирилук С.И.
Гомельский политехнический институт им. П.О. Сухого*

Аморфные сплавы кристаллизуются с помощью процесса зарождения и роста зародышей, а движущей силой является различие свободных энергий между аморфной и кристаллической фазами.

Для исследования использовались образцы сплава Fe-Si-B, полученные закалкой из расплава на быстровращающийся медный диск. Температура кристаллизации определялась по скачку электросопротивления. В диапазоне низких скоростей нагрева измерения проводились на установке ДТА при высокой скорости нагрева - пропусканием электрического тока. Температура измерялась с помощью прецизионного пирометра Крок-2. Скорость нарастания температуры определялась графическим методом. С ростом скорости нагрева температура кристаллизации увеличивается, причем в диапазоне высоких скоростей она возрастает особенно резко. В интервале низких скоростей нагрева (до 10°C/с.) зависимость температуры кристаллизации от времени имеет прямолинейный характер. В высокотемпературном интервале криволинейность зависимости также спрямляется. В разных областях скоростей нагрева атомная перестройка происходит по различным механизмам. При низких температурах основным механизмом является диффузия вакансионного типа. В области высоких температур происходит перестройка окружения атома, носящая коллективный характер и обуславливающая вязкое течение.

Фазовый состав сплава системы Fe-Si-B-Cr-C проводился расчетом межплоскостных расстояний по интерференционным линиям с последующим сравнением полученных значений с таблицами картотеки ASTM. Он соответствовал следующему: α -Fe, FeO, Fe₂B, FeC, Fe₃B, Fe₃C, BN, B₂O₃, Cr₃Si, FeSi. Количество аморфной фазы составляло 97,2% при $N\mu=6350$ МПа (линейная скорость вращения диска ≈ 21 м/с.) и 87,2% при $N\mu=5587$ МПа (линейная скорость диска ≈ 15 м/с.). В процессе отжига микротвердость сплавов и потеря массы уменьшаются по экспоненциальному закону. Результат действия дислокационных полей рассматривается как локальное изменение межплоскостного расстояния. Области кристаллита с изменением d будут давать дифракционный максимум (линию) под углом θ , отличным от угла для идеального кристалла θ_0 . А так как d меняется непрерывно, то кристалл будет "отражать" в диапазоне углов $\theta \pm \Delta\theta$, т.е. дифракционная линия уширяется. Тогда плотность дислокаций

$$\rho = (\beta^2 / 2b^2) \text{ctg}^2 \theta,$$

где b -вектор Бюргера, θ -угол дифракции.

Съемка образцов, полученных методом быстрой закалки расплава, велась на дифрактометре Дрон-3 в монохроматизированном излучении FeK α . Линия (110) снималась с шагом 0,05 и временем набора импульсов до 20 с., линия (220)- с шагом 0,1 и временем набора 40с. Для определения параметров тонкой кристаллической структуры использовался метод

гармонического анализа формы рентгеновских линий.

Результаты исследования показывают на значительное влияние режимов обработки сплава с точки зрения сохранения аморфной структуры. Наиболее стабильны, с точки зрения сохранения аморфной фазы, являются условия закалки сплава из расплава при линейной скорости вращения 18-22 м/с. Аморфная фаза сохраняется вплоть до температуры 450-470°C, что перспективно с точки зрения выполнения дополнительных процессов, связанных с нагревом металлической нити.

ТОРЦОВЫЕ УПЛОТНЕНИЯ КОНСОЛЬНЫХ НАСОСОВ

*Голуб М.В., Плющев Ю.И., Косьянчук В.В., Кудрицкий Я.В.
Брестский политехнический институт.*

Применяемые в системах тепло- и водоснабжения насосы перекачки рабочих жидкостей оснащены сальниковыми уплотнениями (набивкой) для герметизации вращающегося вала.

Сальниковые элементы уплотнения имеют низкую надёжность и недолговечность. Затраты на их обслуживание велики.

С целью замены устаревших конструкций сальниковых элементов разработаны современные торцовые вращающиеся уплотнительные соединения (торцевые уплотнения).

При проектировании торцовых уплотнений необходимо было решать две задачи:

1) разместить относительно сложный и насыщенный рабочими элементами узел в ограниченном пространстве штатного насоса, предназначенного для размещения сальниковой набивки;

2) обеспечить эффективный отвод тепла из зоны контакта пары трения.

Эти задачи были решены конструкциями торцовых уплотнений, которые условно можно разделить на две группы:

а) уплотнения, устанавливаемые вне сальниковой камеры;

б) уплотнения, устанавливаемые в сальниковой камере.

К уплотнителям первой группы относятся модели УТН-45М; УТН-40М2; УТН-25М; УТН-00М.

Уплотнения этой группы выполнены одинарными, гидравлически разгруженными: $k=0.58$. Контактные поверхности трения образованы двумя кольцами из антифрикционного металлокерамического материала

120