

пунктиром. При обработке бронзы и чугуна вид кривых, характеризующих величины выбросов от эксцентриситета шлицевой втулки, подобен кривым, характеризующим зависимость шероховатости обработанной поверхности. Приведенная кривая получена при обработке чугуна СЧ21.

Из рис. Звидно, что характер изменения кривых, определяющих зависимость шероховатости обработанной поверхности, идентичен и подобен кривым, характеризующим выбросы между шпиндельным узлом и столом станка при обработке данного материала.

Чаренц. опыти. 3-д «Кайи»

20. VIII. 1986

Ա. Վ. ԿԵՂՈՒՄՅԱՆ, Գ. Ս. ԽԱՐՏԻՐՈՍՅԱՆ, Խ. Ս. ՄԱՐՏԻՐՈՍՅԱՆ

**ԻՎԱՅԻՆ ՀԱՆՊՈՒՅՑԻ ՏԵԽՆՈԼՈԳԻԱ ԳԵՃԱԿԻ ԱԶԻՆՅՈՒԹՅՈՒՆԸ
ԴՆՔԵՆԱՄԱՍԻՐԻ ՏԵԽՆՈԼՈԳԻԱԿԱՆ ՉԱՓԱՆԻՇՆԵՐԻ ՎՐԱ**

. Ա մ փ ո փ ո լ մ

Հետազոտված է ուղղաձիգ ֆրեզերային հաստոցների իրային հանդույցների մեքենամասերի պատրաստման և հաջարման թերությունների ազդեցությունը մշակվող մեքենամասի տեխնոլոգիական պարամետրերի վրա:

Բերված է մակերեսների անհարթությունների փոփոխության օրինակափոխությունը կոնստրուկցիոն և դործիրային պողպատների, թուջի և թեթև համաձուլվածքների մշակման ժամանակ, կախված տեխնոլոգիական թերությունների առակից և շափից: Միամամանակ հետազոտվել է իրային հանդույցի և սեղանի շարտերական տատանումից առաջացած շեղման բնույթը:

Л И Т Е Р А Т У Р А

1. А. с 599174 СССР, М. Каз G 01M7/0 Устройство для диагностики шпиндельных узлов металлорежущих станков. / А. В. Хечумян, Г. С. Мартиросян, Р. С. Мартиросян (СССР).—№ 2101290/25—28; Заяв. 14. 09 76; Опубл. 15. 03. 78, №юл. № 11.—138 с.
2. Хечумян А. В. Вибрационный контроль шпиндельного узла станка // Изв. АН АрмССР. Сер. ТН.—1976.—Т. XXIX, № 3.—С. 15—22.
3. Олиц Г. Современная техника производства.—М.: Машиностроение, 1975—279 с.

Изв. АН АрмССР (сер. ТН), т. XLII, № 5, 1988

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Ю. А. АВЕТИСЯН, В. Г. ГОРБАЧ, П. Ю. ВОЛОСЕВИЧ, О. А. МКРГЧЯН

**СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ СТАЛИ X18H10T ПРИ
ЦИКЛИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ С
МЯГКИМ НАГРУЖЕНИЕМ**

Цель настоящей работы—изучение структурных изменений, возникающих в γ -железе (ГЦК решетка) при нагрузках, превышающих предел текучести материала.

Для создания равномерного распределения напряжений по всему сечению образца применяли циклическое растяжение—сжатие. Образцы изготавливали из нержавеющей стали X18H10T (0,13% С, 0,53% Si, 1,7% Mn, 9,57% Ni, 0,61% Ti, 17,9% Cr). Испытания проводили на пульсаторе ЦДМ-ПУ10 при симметричном цикле нагружения с частотой 750 цик/мин в условиях 20 и 900°C. После циклической деформации готовили шлифы из поперечного сечения образца, которые травились в 5%-ном растворе щавелевой кислоты в воде (электролитическое травление). Электронно-микроскопические исследования на просвет проводились на электронном микроскопе JEI—6A, а металлографическое изучение на микроскопе «Neophot—2». Плотность дислокаций определялась по методике, описанной в [1]. Исследовались крупнозернистые (отжиг 1300°C—2 ч, $d=103$ мкм) и мелкозернистые образцы (отжиг 1100°C—1 ч, $d=12$ мкм).

Значения пределов текучести и прочности стали X18H10T при статическом растяжении приведены в таблице.

Таблица

Температура, С	Крупнозернистая $\sigma_{0,2}$, МПа	Мелкозернистая $\sigma_{0,2}$, МПа
20	180-563	253-597
900	32-93	77-137



Рис. 1. Микроструктура исследуемой стали X18H10T в отожженном состоянии. $\times 300$.

В исходном отожженном состоянии микроструктура образцов характеризуется равноосными зёрнами аустенита, а иногда—с двойниками отжига (рис. 1). При электронно-микроскопическом исследовании в исходном состоянии обнаруживаются выделения карбида $Cr_{23}C_6$, которые располагаются внутри (преимущественно на дислокациях) и по границам зёрен. Плотность дефектов составляет $10^8—10^9$ см $^{-2}$.

твердость $HV=1060$ МПа. Структурные изменения при циклической деформации стали X18H10T существенны, когда напряжения превышают статический предел текучести.

Крупнозернистый образец при циклической деформации с нагрузкой, несколько превышающей предел текучести ($\sigma = \pm 220$ МПа), разрушается через $N=5000$ циклов, но уже через 500 циклов заметно увеличивается плотность дислокации до 10^{10} см⁻², а твердость повышается до $HV=1530$ МПа. После 5000 циклов наблюдаются глубокие линии скольжения, деформация по зернам распределяется очень неравномерно. Внутри крупных зерен аустенита образуется ячеистая структура с размерами ячеек 1–2 мкм (рис. 2). В местах, где образование этой структуры замедлено, в процессе испытания может образоваться α -наклетчатый мартенсит. В случае присутствия ячеистой структуры на электроннограммах наблюдается азимутальное размытие рефлексов, что свидетельствует об увеличении угла азимутальной разориентировки между формирующимися фрагментами кристаллической решетки. Твердость при этом повышается примерно в 1,5 раза, доходя до значения $HV=1710$ МПа.



Рис. 2. Дислокационная структура стали X18H10T после циклической деформации при 20°C ($\sigma = \pm 220$ МПа, $N = 700$ цикл), $\times 2500$.

С увеличением нагрузки до $\sigma = \pm 235$ МПа увеличивается число зерен, в которых наблюдаются структурные изменения, вызванные деформацией (рис. 3). При нагрузке $\sigma = \pm 250$ МПа крупнозернистый образец разрушается через 1300 циклов. При этом наблюдается общее возрастание плотности дислокации до $10^{10} - 10^{11}$ см⁻² с формированием слабо выраженной ячеистой структуры. Но это число циклов оказывается недостаточным для формирования четко выраженной ячеистой структуры и твердость растет до $HV=1800$ МПа.

Число циклов до разрушения в стали X18H10T существенно зависит от величины зерна, что вполне объяснимо, поскольку предел текучести мелкозернистых образцов значительно выше, чем у крупнозерни-

нистых, а на структурные изменения в данном случае размер зерна мало влияет.

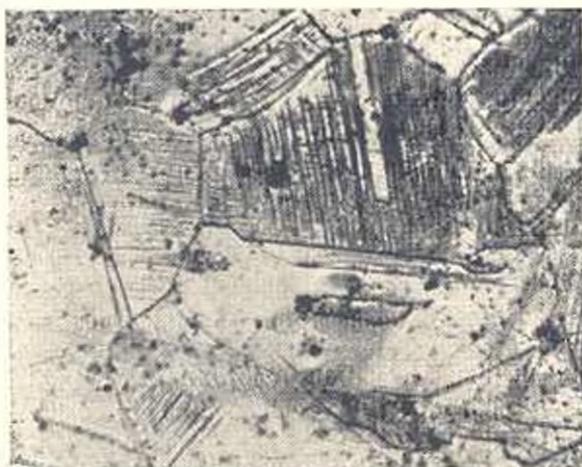


Рис. 3. Микроструктура стали X18H10T после циклической деформации при 20°C ($\sigma = \pm 235$ МПа, $N = 5000$ цикл), $\times 300$.

С увеличением нагрузки выше σ_c ($\sigma = \pm 270$ МПа) возрастает общая плотность дислокаций и появляется слабо выраженная ячеистая структура. Величина расщепления одиночных и групповых дефектов упаковки уменьшается. Твердость растет приблизительно в 1,5 раза, достигая величины $HV = 2000$ МПа. Описанные структурные изменения происходят во внутренних слоях металла, где и впоследствии распространяется усталостная трещина.

Сравнивая усталостные кривые стали X18H10T при 900°C с аналогичными кривыми, полученными при 20°C, заметно почти десятикратное увеличение относительной долговечности при повышении температуры испытания, что связано с развитием процессов разупрочнения. Усталостная прочность зависит от размера зерна: при нагрузке $\sigma = \pm 78$ МПа крупнозернистая сталь разрушается через $N = 25500$ циклов, а мелкозернистая — через $N = 86000$ циклов.

При нагрузке $\sigma = \pm 78$ МПа и числе циклов $N = 25500$ наблюдаются неравномерно распределенные по сечению образца области с повышенной (до 10^{10} см⁻²) плотностью дислокаций и участки слабо выраженной ячеистой структуры (рис. 4). Затем при повышении нагрузки ($\sigma = \pm 127$ МПа, $N = 1500$) структурные изменения становятся видны металлографически (линии скольжения) и образуется ячеистая структура [2], особенностью которой при температуре 900°C является более крупный размер ячеек, чем при 20°C, а также невысокая плотность дислокаций внутри ячеек и слабая азимутальная ориентировка между ячейками в пределах одного зерна. Твердость растет незначительно (до $HV = 1300 - 1400$ МПа). В мелкозернистых образцах при $\sigma = \pm 78$ МПа ячеистая структура выражена более чет-

գիտականության խառնժյունը մեծ չէ և մեկ հատիկի սահմանում ազիմուտային կողմնորոշումը թույլ է: Մետաղի ամրացումը 900°С-ում զգալիորեն ցածր է, քան 20°С-ում, որը կապված է փուլային փոխակերպման դադարեցման և առատենիտի ջերմային թուլացման հետ:

Л И Т Е Р А Т У Р А

1. Штрель М. А., Беляков Б. Г. Возможности электронномикроскопического измерения плотности дислокации // ФММ.—1968.—Т. 25, вып. 1.—С. 140—151.
2. Yamaguchi Koji, Kanazawa Kenji. Dislocation substructures of austenitic stainless steels after low-cycle fatigue at high temperatures // Trans. Nat. Res. Inst. Metals. — 1984. — 26, № 3. — P. 210—214.
3. Kestelbach H. J. The effect of applied stress on partial dislocation separation and dislocation substructure in austenitic stainless // Phil. Mag. — 1977. — 36, № 6. — P. 1509—1515.

Изв. АН АрмССР (сер. ТН), т. ХLI, № 5, 1988

ЭНЕРГЕТИКА

А. М. ВАРТАНЯН, Ю. А. КАЗАРЯН, Г. Д. БЕДЖАНИЯН

ОБ ОДНОМ МЕТОДЕ РАСЧЕТА ПОТОКОРАСПРЕДЕЛЕНИЯ БОЛЬШИХ ГАЗОТРАНСПОРТНЫХ СИСТЕМ

В энергетическом балансе народного хозяйства потребность в природном газе в настоящее время занимает ведущее место, при этом проблема расчета потокораспределения в газотранспортной сети является одной из основных задач при оперативном маневрировании потоками газа с целью получения народнохозяйственного эффекта. За последние годы особое внимание стало уделяться вычислительным аспектам этой проблемы [1—3 и др.]. В настоящей работе предлагается метод расчета потокораспределения в сложной газотранспортной сети, обеспечивающий оперативность решения при малом объеме используемой памяти ЭВМ. Метод основан на анализе структурных особенностей исследуемой системы с помощью ее информационного графа и применении некоторой модификации метода Ньютона [4, 5].

Математическая модель базовой задачи потокораспределения, описываемая законами Кирхгофа и замыкающими соотношениями расчетного звена [1, 2], имеет вид

$$\sum_{j \in m_i} X_j = Q_i, \quad i = \overline{1, m}, \quad (1)$$

$$m_i P_{i,c}^2 - P_{i,l}^2 = f_i X_i |\lambda_{i,c}|, \quad i = \overline{1, n}, \quad (2)$$

$$\sum_c (P_c^2 - P_{c+1}^2) = 0, \quad c = \overline{1, q}, \quad (3)$$

где X_i — потоки; Q_i — отборы (притоки) газа; P_i — давление газа; m_i — коэффициенты компрессорной станции; f_i — коэффициенты сопро-