

П-79



НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ
ИНСТИТУТ АТОМНЫХ РЕАКТОРОВ

SRAR1-7-79

В.Д.Балашов, С.Н.Вотинов,
В.И.Прохоров

ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ НА
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
ГЦК СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe-Cr-Ni

(2 часть)

МЕЛЕКЕСС

1970

МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИЙ ОТДЕЛ

В.Д.Балашов, С.Н.Вотинов,
В.И.Прохоров

ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
ГЦК СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe - Cr - Ni

(Часть вторая)

МЕЛЕКЕСС

1970

Ш. ОСОБЕННОСТИ ДИАГРАММ ДЕФОРМИРОВАНИЯ

В предыдущих разделах (I, II) по температурным зависимостям механических свойств, виду разрушения и структурным исследованиям деформированных образцов было показано, что в аустенитных сплавах с различным содержанием никеля имеются две качественно различных температурных области деформирования: внутризеренное и межзеренное как для исходного, так и для облученного состояния сплавов. Причем, температурные границы разных механизмов в общем-то совпадают для обоих состояний. Было высказано предположение о существовании переходной температурной области от низкотемпературного к высокотемпературному. Более ценную информацию по этому вопросу могут дать диаграммы деформирования сплавов. Настоящий раздел посвящён этому вопросу.

Подобно рассмотрению температурных зависимостей механических свойств, анализ особенностей диаграмм деформирования сплавов целесообразно начать с необлученного состояния и, сравнивая его с состоянием облученным, выявить об-

щие закономерности.

Диаграммы деформирования сплавов и никеля до и после облучения представлены на рисунках I - 5. Для необлученного состояния у всех сплавов с температурой испытания подобным образом меняется вид диаграммы деформирования. Для низких температур испытания - это гладкая кривая с высоким коэффициентом упрочнения на стадии равномерного деформирования и малой долей сосредоточенной деформации в сравнении с равномерной деформацией. Для высоких температур испытания тоже гладкая кривая с меньшим коэффициентом упрочнения и значительной долей сосредоточенной деформации в сравнении с равномерной деформацией. Налицо два разных механизма деформирования при низких и высоких температурах. Но в отличие от температурных зависимостей механических свойств, вид и структуры разрушенных образцов диаграмма деформирования оказывается более чувствительным индикатором, характеризующим деформационные процессы. И поэтому в области промежуточных температур обнаруживает переходный механизм деформирования, а именно: прерывистое деформирование. Переход от одной температурной области деформирования к другой - плавный, а границы температурной области прерывистого деформирования расширяются в сторону и низких, и высоких температур с ростом концентрации никеля в сплавах. В таком же соотношении меняется интенсивность прерывистого деформирования. Оно наиболее заметно у сплава X20H80 и менее отчетливо выражено для сплава X20H15. Для чистого никеля практически нет прерывистого деформирования, хоть и наблюдается на диаграммах деформирования некоторая волнистость в переходном интервале температур. Подобный результат отмечается

и ранее в литературе [1] и, видимо, связан с возможностью миграции границ зерен у никеля. тогда как у всех сплавов этого не наблюдается.

Не вдаваясь в настоящей статье в детали механизмов деформирования для разных температурных областей, можно предположить, что в низкотемпературной области деформирования процессы идут с относительным упрочнением материала, тогда как в высокотемпературной области с относительным разупрочнением. Нет оснований предполагать смену механизмов деформирования внутри каждой из названных областей деформирования для всех сплавов, поскольку диаграммы деформирования внутри их качественно не меняются. Это подтверждается и структурными исследованиями настоящей работы, и в работах других авторов [2]. С другой стороны, такой вывод можно было предполагать на основании ранее рассмотренных зависимостей механических свойств и по виду разрушенных образцов, монотонно меняющихся внутри рассматриваемых областей. Кроме того, следует отметить из сравнения диаграмм деформирования и структуры разрушенных образцов, что характерная для низкотемпературной области диаграмма деформирования гладкая с высоким коэффициентом упрочнения и малой долей сосредоточенной деформации соответствует внутризеренному деформированию, а характерная для высоких температур диаграмма деформирования гладкая с малым коэффициентом упрочнения и значительной долей сосредоточенной деформации соответствует деформированию межзеренному и с интенсивным порообразованием. Причем, чем большую долю составляет сосредоточенная деформация в общей для высоких

температур испытания, тем интенсивнее обнаруживаемое порообразование. Когда сосредоточенная деформация мала, разрушение практически без пор, но с клиновидными трещинами, когда же сосредоточенная деформация велика, пор в образце наблюдается очень много. Тот факт, что отношение равномерной деформации к общей для высоких температур испытаний уменьшается у никелевых сплавов с ростом температуры и от сплава Х20Н15 к сплаву Х20Н80, а соответственно с этим изменяется и характер порообразования, можно рассматривать убедительным подтверждением этого.

В промежуточной температурной области деформирования роли упрочнения и разупрочнения сравнимы. Именно в этой области осуществляется переход от внутризеренного к межзеренному разрушению. В низкотемпературной половине области прерывистого деформирования наблюдается ещё внутризеренное разрушение, в высокотемпературной ее половине — межзеренное и, видимо, клиновидными трещинами.

Обнаруженные для необлученного состояния три качественно различных температурных области деформирования сохраняются и для облученного состояния. Об этом можно судить по характерному виду диаграмм деформирования в каждой из температурных областей. Область низкотемпературная характеризуется после нейтронного облучения наибольшим приростом предела текучести и, видимо, связанным с этим обстоятельством сильным падением и пластичности, и доли равномерной деформации в общей. Диаграмма деформирования при этом гладкая. Область прерывистого деформирования выражена менее отчетливо, судя по виду скачков нагрузки на диаграмме дефор-

мирования, но, тем не менее, сомневаться в том, что прерывистое деформирование и область, соответствующая ему, имеются после нейтронного облучения, не приходится. С другой стороны, переход в область средних температур для облученного состояния характеризуется некоторым возвратом предела текучести и связанным с этим обстоятельством некоторым возвратом пластичности. Внутри области прерывистого деформирования или, точнее, к ее концу наблюдается новое падение пластичности облученных сплавов, сопровождающееся пропаданием хвоста осредоточенной деформации на диаграммах деформирования. В связи с этим нет в облученных образцах такого же порообразования и рекристаллизации, как в образцах необлученных. Это и есть область высокотемпературного радиационного охрупчивания.

Все отмеченные изменения диаграмм деформирования для разных температурных областей качественно подобны, но различны по величине эффектов для исследованных сплавов и усиливаются у сплавов с большим содержанием никеля.

Наблюдаемые на исследованных хромоникелевых сплавах особенности, пожалуй, не менее четко выражены у некоторых известных марок сталей. Рис. 6, 7.

В заключение можно сказать, что подобные результаты получены на всех исследованных в МВЛ НИИАР аустенитных нержавеющей сталей и неплохо согласуются с литературными результатами [3].

Из анализа диаграмм деформирования хромоникелевых аустенитных сплавов с различным содержанием никеля можно сделать следующие выводы:

1. Наряду с двумя, определенными ранее по температурным зависимостям механических свойств, виду разрушенных образцов и структурным исследованиям, качественно различными областями деформирования, существует еще переходная область деформирования, в которой осуществляется переход от внутризеренного к межзеренному разрушению.

2. Установленные три температурных области деформирования необлученных сплавов соответствуют температурным областям разных механизмов облученных, что свидетельствует о сближении механизмов деформирования необлученных и облученных сплавов.

3. Высокотемпературное радиационное охрупчивание начинается с температур в конце области прерывистого деформирования и распространяется на всю высокотемпературную область деформирования.

4. Эффекты, наблюдаемые на различно легированных никелем сплавах, характерны и для различных марок аустенитных нержавеющих сталей.

IV. ЭФФЕКТ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОТЖИГА

В предыдущих разделах показано, что сплавы с различным содержанием никеля и никель подвержены высокотемпературному радиационному охрупчиванию. Для понимания природы эффекта интересны исследования высокотемпературного отжига облученных образцов. Они позволяют разделить вклады в эффект охрупчивания простых отжигаемых радиационных дефектов и дефектов неотжигаемых, связанных, например, с ядерными реакциями. Из литературы известно [3], что понижен-

ная после облучения пластичность аустенитных сталей не восстанавливается до исходной в результате высокотемпературных отжигов. Но исследования отжига, с одной стороны, пока малочисленны, с другой, очень часто сравнение облученных отожженных образцов ведется с образцами просто необлученными и, тем самым, не учитывается возможный температурный эффект на необлученных образцах. Поэтому, можно считать, эффект высокотемпературного отжига облученных охрупчивающихся сталей изучен недостаточно полно. С этой точки зрения интересны отжики в различных условиях и по температуре, и по времени отжига.

Настоящий раздел посвящен исследованию эффектов высокотемпературного отжига облученных образцов на сплавах с различным содержанием никеля, которые могут рассматриваться как основа для известных марок аустенитных сталей.

Отжиг облученных образцов сплавов производился в одинаковых условиях - в вакуумной печи при 1050°C 0,5 часа с последующим охлаждением с печью.

Отожженные образцы исследовались, в основном, в температурной области $500 - 800^{\circ}\text{C}$. Для отдельных сплавов, кроме того, проведены исследования при 20°C . Результаты исследований представлены на рис. 8.

Ранее уже отмечалось, а из представленных рисунков хорошо видно, что облучение практически для всех температур испытания увеличивает предел текучести и снижает пластичность. Но превышение предела текучести уменьшается с температурой, а пластичность, несколько восстанавливаясь с ростом температуры, вновь резко падает с температур

500 - 600 °C. При этом для всех температур испытания превышение предела текучести, снижение пластичности и прочности облученных образцов в сравнении с необлученными увеличивается для сплавов с ростом содержания никеля. Сделан вывод, что эффект облучения растет для сплавов с ростом содержания никеля, хотя качественно для всех сплавов эффект одинаков.

Аналогичная картина наблюдается для отожженных облученных образцов. Сплавы, для которых эффект облучения большой, больше меняются и за счет высокотемпературного отжига. Но качественно эффект для всех сплавов опять одинаков и обратен эффекту облучения.

Для температуры испытания 20 °C наблюдается восстановление в исходным свойствам у облученных образцов (X20Ni5 и никель) после высокотемпературного отжига. Для высоких температур испытания предел текучести практически полностью восстанавливается, а пластичность восстанавливается, но лишь частично. При этом больший возврат характерен для более низких температур испытания. Восстановление большее у сплавов с большим содержанием никеля, в результате чего облученные отожженные образцы различных сплавов при всех температурах испытания отличаются по свойствам друг от друга в гораздо меньшей степени, чем это наблюдалось лишь после облучения.

Аналогичный облученным образцам отжиг необлученных образцов практически не влияет на предел текучести сплавов для всех температур испытания и пластичность при температурах испытания от 20 до 700 °C. А при более высоких

температурах существенно снижает пластичность необлученных образцов.

У сплавов в необлученном состоянии в результате высокотемпературного отжига падение пластичности идет, в основном, за счет уменьшения сосредоточенной деформации при некотором снижении иногда и равномерной, т.е. в ту же сторону, в какую действует облучение. А у облученных сплавов восстановление пластичности после отжигов идет в основном за счет увеличения равномерной деформации, т.е. в сторону необлученного состояния.

Высокотемпературный отжиг облученных образцов, видимо, приводит к возврату границы перехода от низкотемпературного внутризеренного разрушения к высокотемпературному межзеренному, о чем можно судить по изменению температурных зависимостей пластичности и появлению у отожженных облученных образцов характерной для внутризеренного разрушения сосредоточенной деформации для более высоких температур, чем это наблюдалось для облученных образцов. Об этом же свидетельствуют структурные исследования характера разрушения образцов. Сравнение для температуры 500°C характера разрушения образцов сплава Х20Н80 необлученного, облученного и облученного отожженного показывает, что если облучение смещает температурную границу смелы внутризеренного разрушения межзеренным в сторону низких температур, то высокотемпературный отжиг приводит к некоторому возврату, т.к. деформация зерен у отожженного облученного образца большая в сравнении с образцом просто облученным, но все же значительно меньшая, чем у необлу-

ченного образца.

Таким образом, высокотемпературный отжиг необлученных и облученных образцов меняет резко различные при высоких температурах испытания необлученное и облученное состояние сплавов, стремится привести их к какому-то одному уровню. Этот уровень, видимо, может быть удобнее всего охарактеризовать свойствами отожженного необлученного состояния сплавов. При этом отожженное необлученное состояние может рассматриваться как предел, к которому стремится облученное состояние в результате высокотемпературных отжигов. Сама по себе высокотемпературная хрупкость аустенитных нержавеющей сталей, являющаяся следствием аустенитной структуры и особых термических воздействий на сталь, хорошо известна из литературы [4] .

Падение значительной доли сосредоточенной деформации и части равномерной после отжигов для образцов необлученных не связано с изменением предела текучести, и может быть связано с облегчением процессов зарождения микротрещин и пор и ускорения скорости их роста до разрушения. Соотношение долей равномерной и сосредоточенной деформаций с учетом временного сопротивления разрушению для образцов исходных и исходных отожженных свидетельствуют в пользу высказанного предположения.

Некоторое восстановление равномерной деформации у облученных образцов после высокотемпературного отжига связано с восстановлением предела текучести, т.е. с отжигом радиационных дефектов и, возможно, с восстановлением соотношения свойств зерна и границы. И хоть полный возврат не

достигнут в результате выбранного режима отжига, можно предположить, что, во-первых, имеется тенденция к нему и, во-вторых, нельзя пренебрегать в объяснении высокотемпературного охрупчивания обычными радиационными дефектами, которые могут отжигаться после облучения.

На основании представленных результатов по отжигу можно сделать следующие выводы:

1. Пониженная при высоких температурах испытания пластичность облученных сплавов на хромоникелевой основе частично восстанавливается после высокотемпературных отжигов.

2. Отжигаемые радиационные дефекты могут играть существенную роль в эффекте высокотемпературного охрупчивания.

3. Облученное отожженное состояние аустенитных нержавеющих сталей, как и пределу, стремится к состоянию сталей, достигаемому всего лишь высокотемпературным отжигом.

ПОДПИСИ К РИСУНКАМ

Рис. 1. Диаграммы деформирования образцов сплава H20H15,

Рис. 2. Диаграммы деформирования образцов сплава X20H40,

Рис. 3. Диаграммы деформирования образцов сплава X20H60,

Рис. 4. Диаграммы деформирования образцов сплава X20H80,

Рис. 5. Диаграммы деформирования образцов никеля,

Рис. 6. Диаграммы деформирования некоторых аустенитных сталей,

Рис. 7. Диаграммы деформирования некоторых аустенитных сталей,

Рис. 8. Высокотемпературный отжиг необлученных и облученных образцов сплавов.

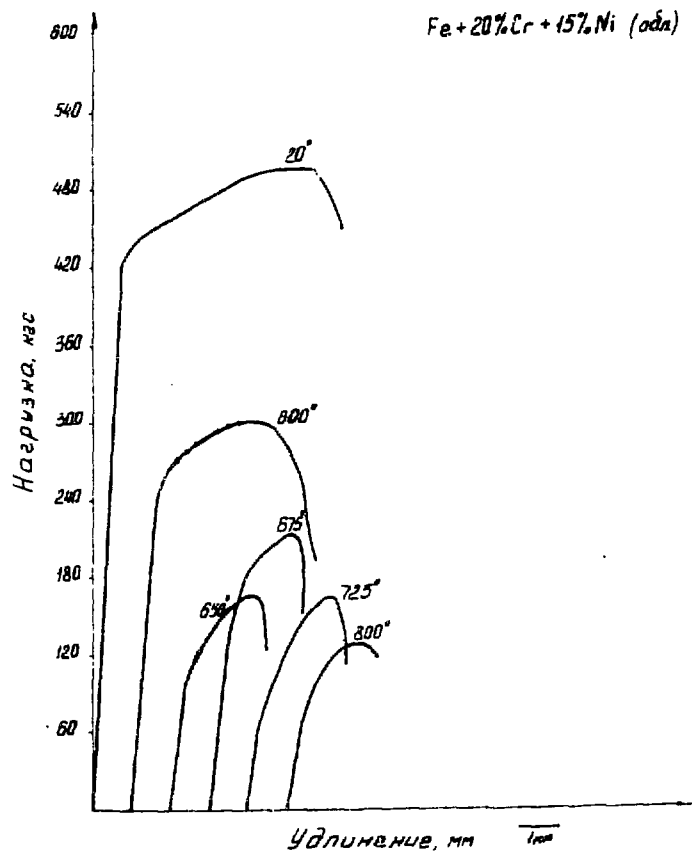
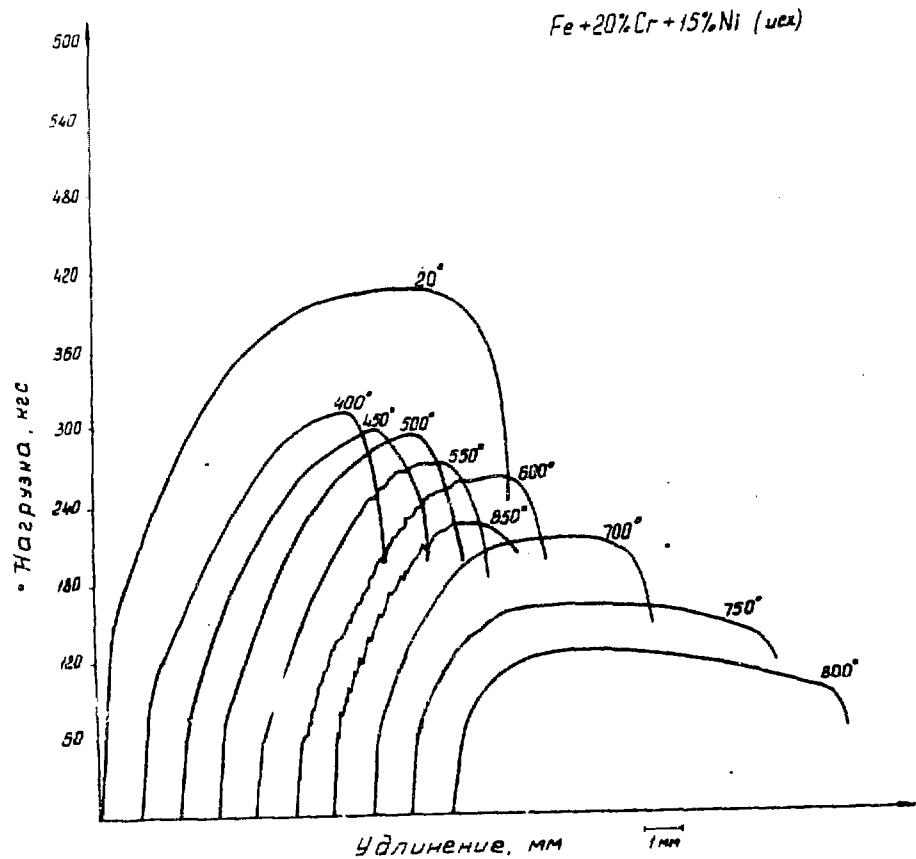
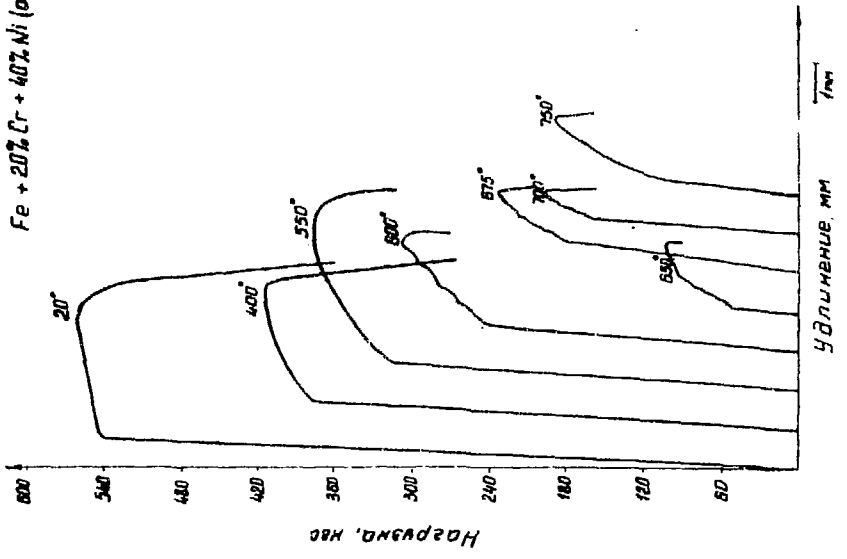
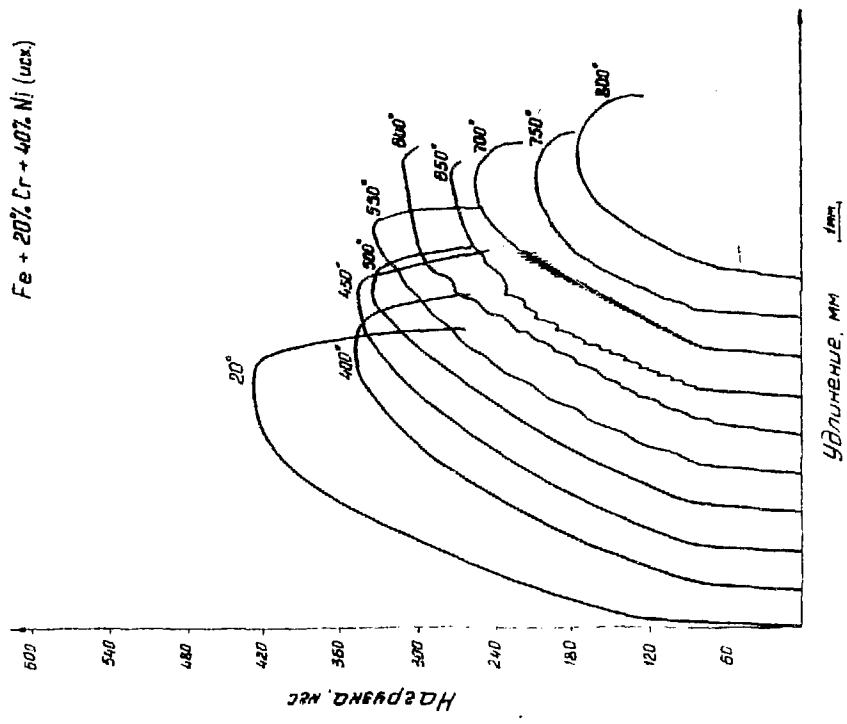


Рис. 1.

Fe + 20% Cr + 40% Ni (обж.)



Fe + 20% Cr + 40% Ni (уст.)



Fe + 20% Cr + 60% Ni (исх)

Fe + 20% Cr + 60% Ni (обн)

- 17 -

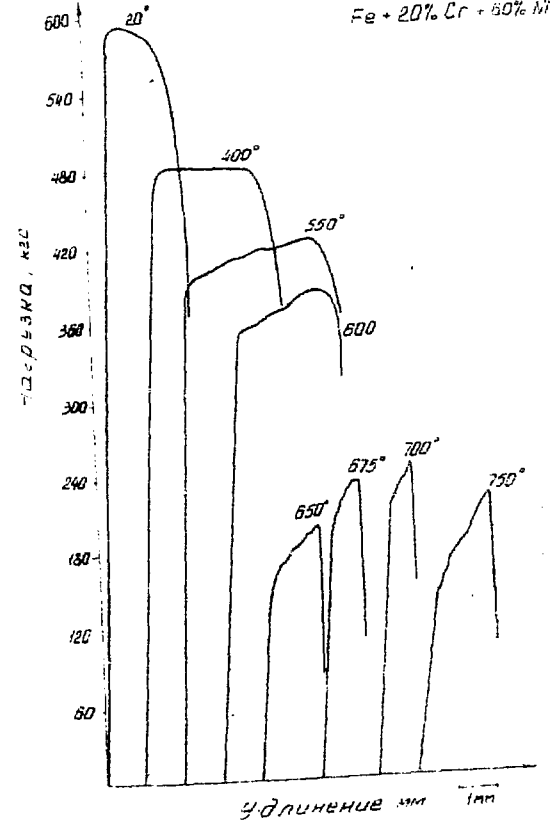
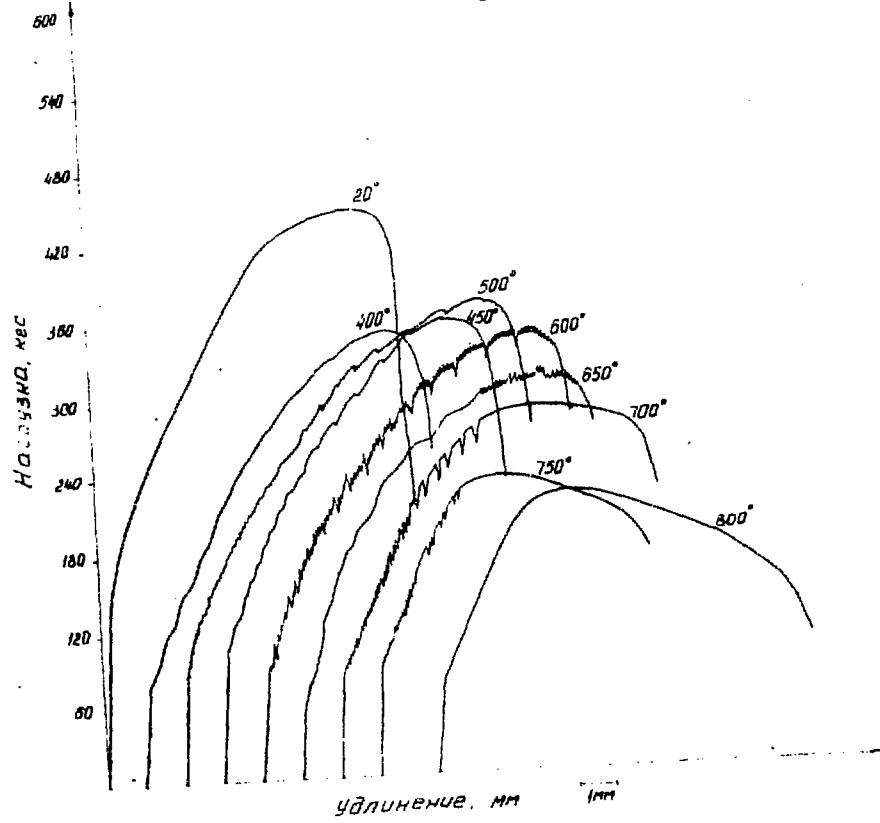
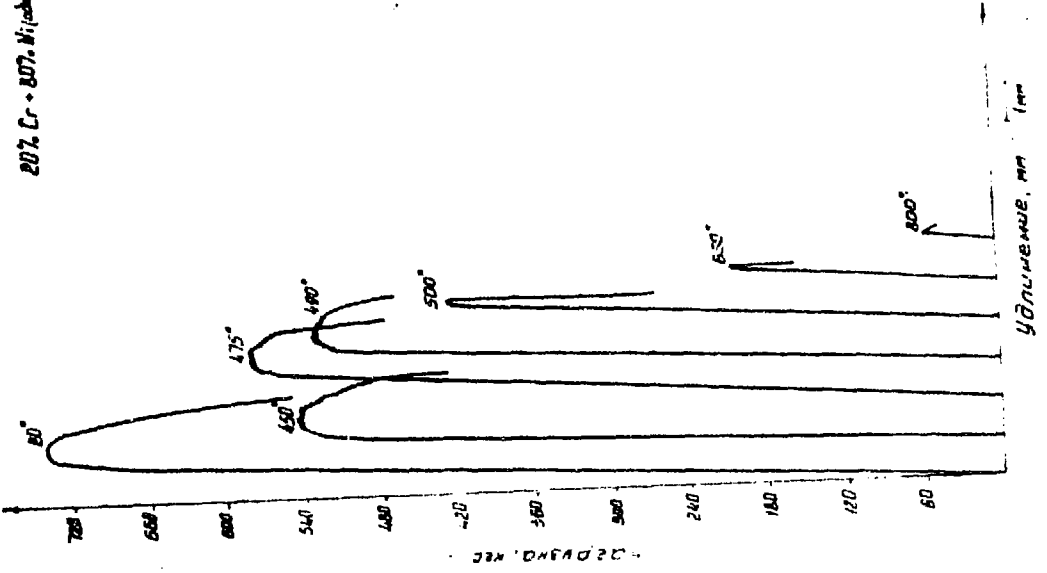
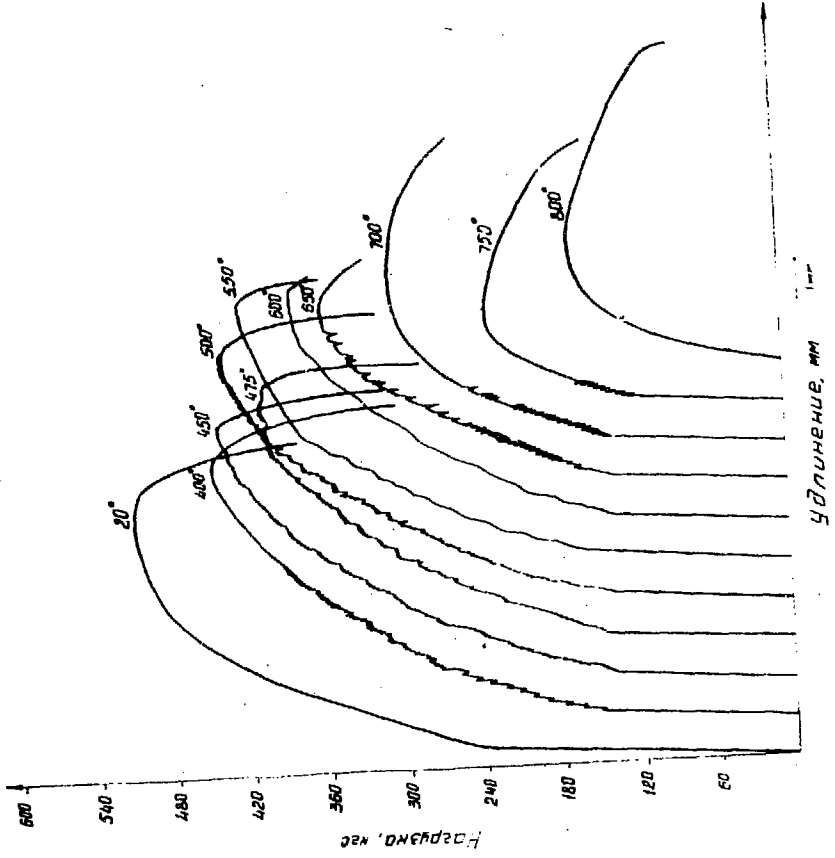


Рис. 3.

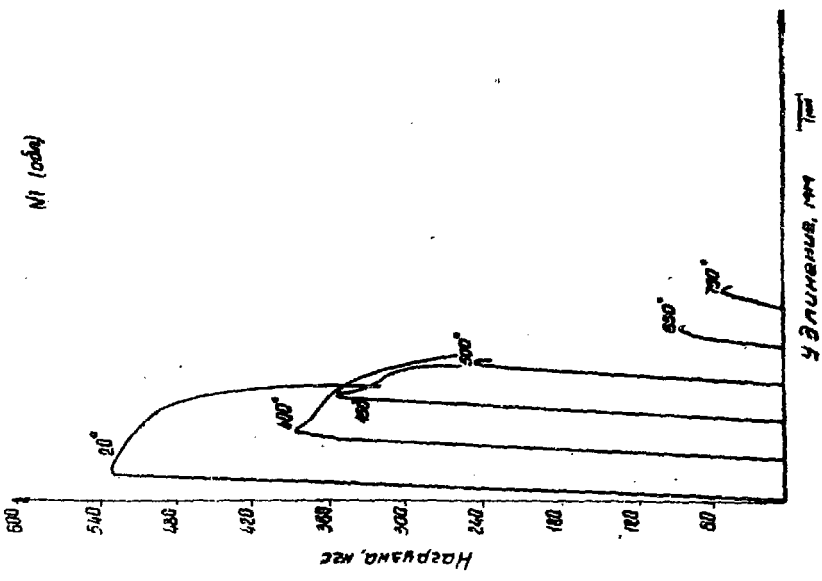
20% Cr + 80% Ni (св)



20% Cr + 80% Ni (св)



N_1 (обед)



N_1 (веч)

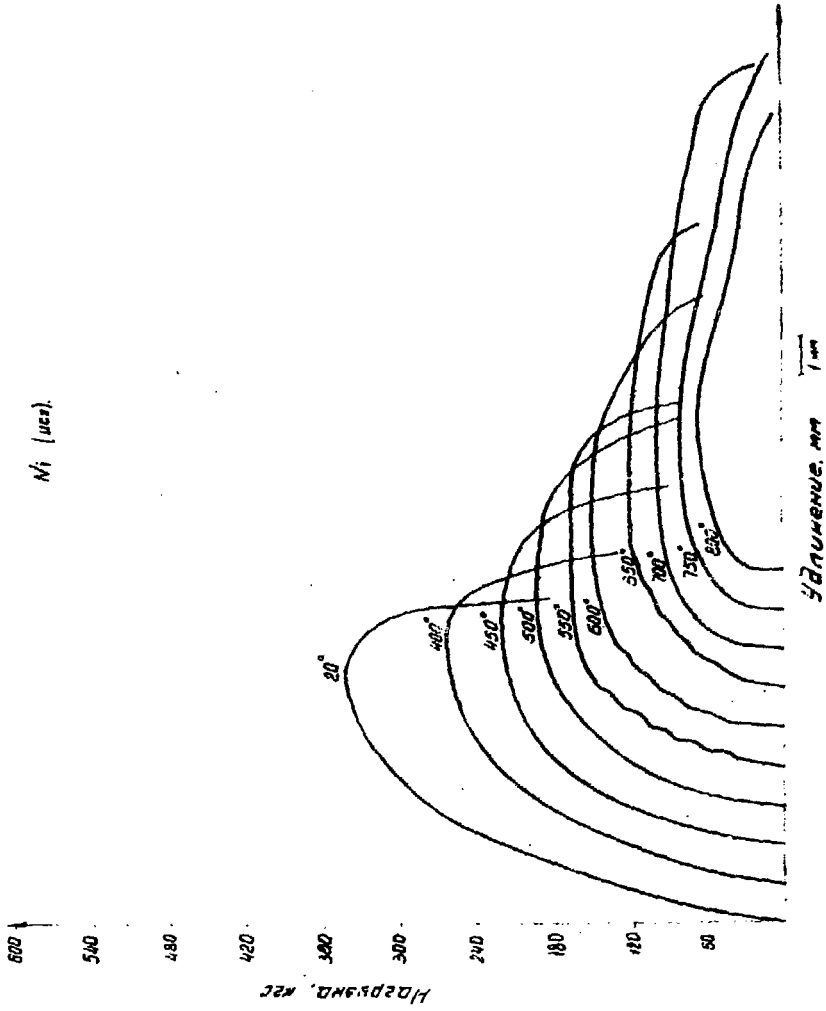


Рис. 5.

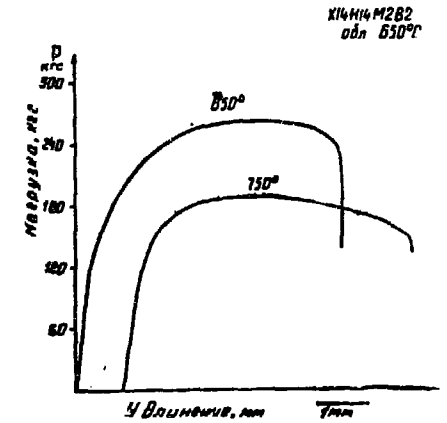
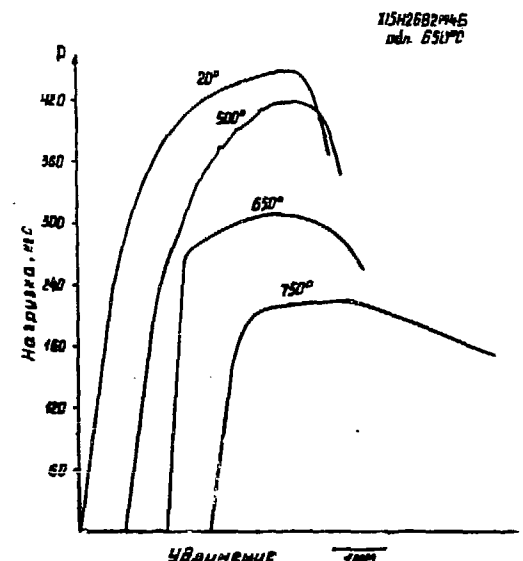
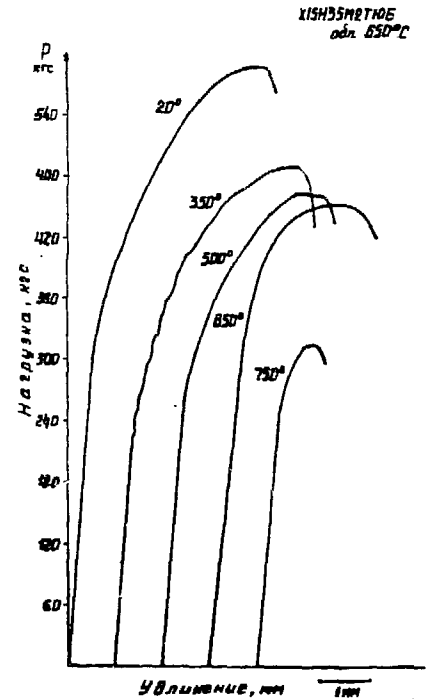
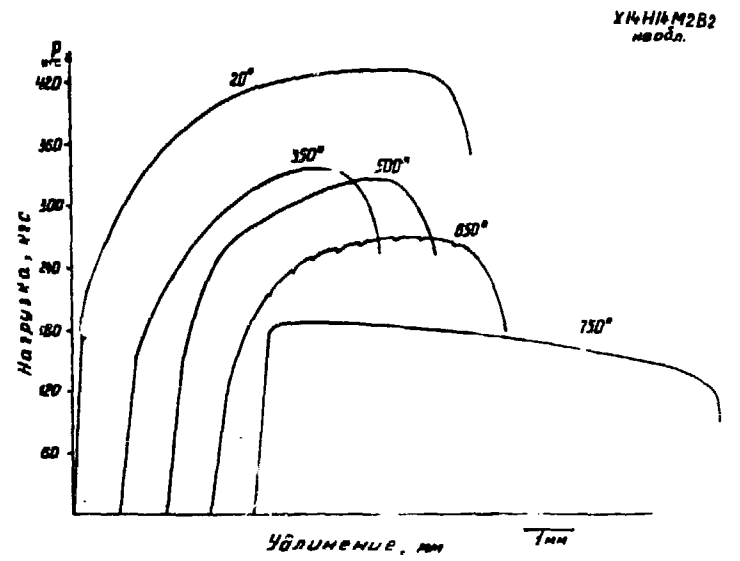
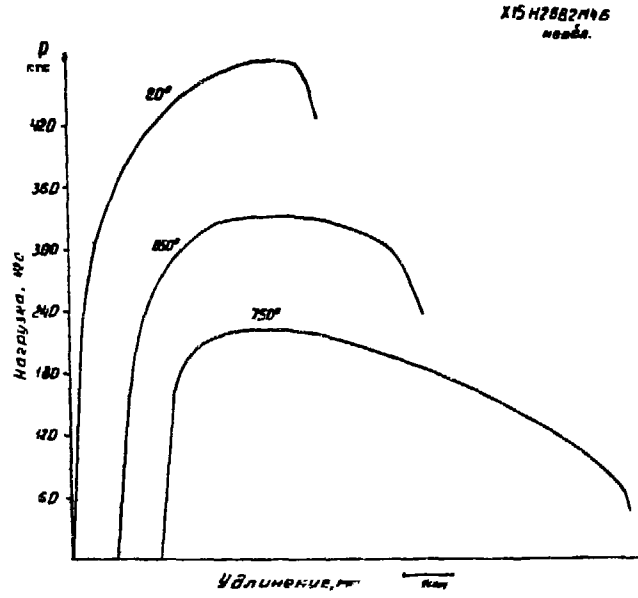
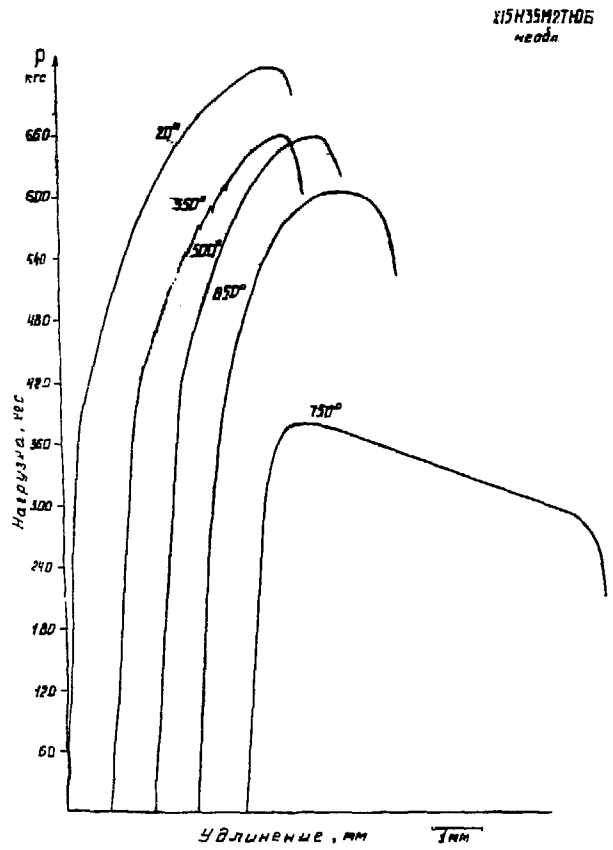
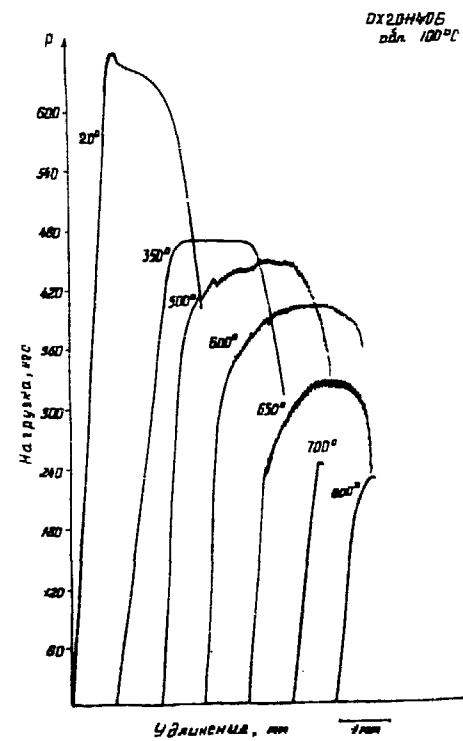
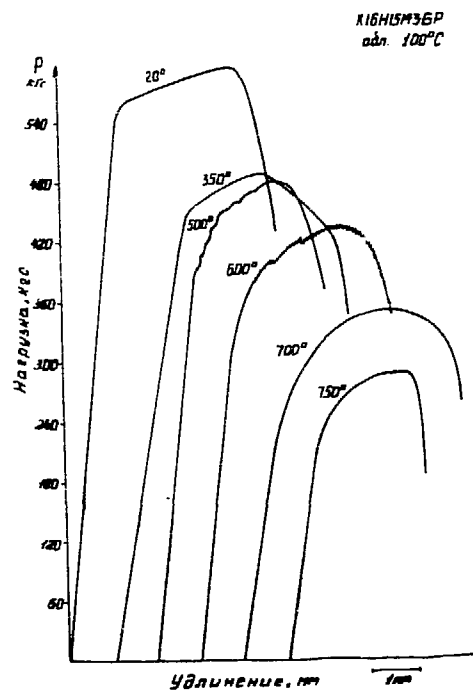
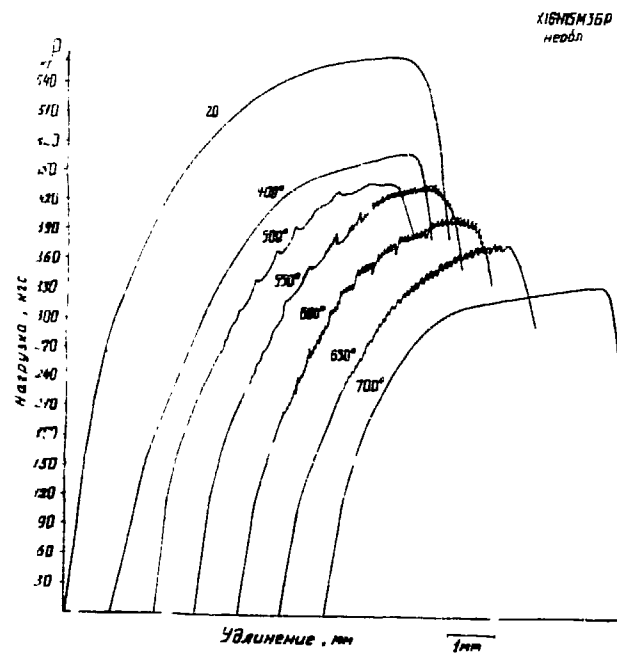
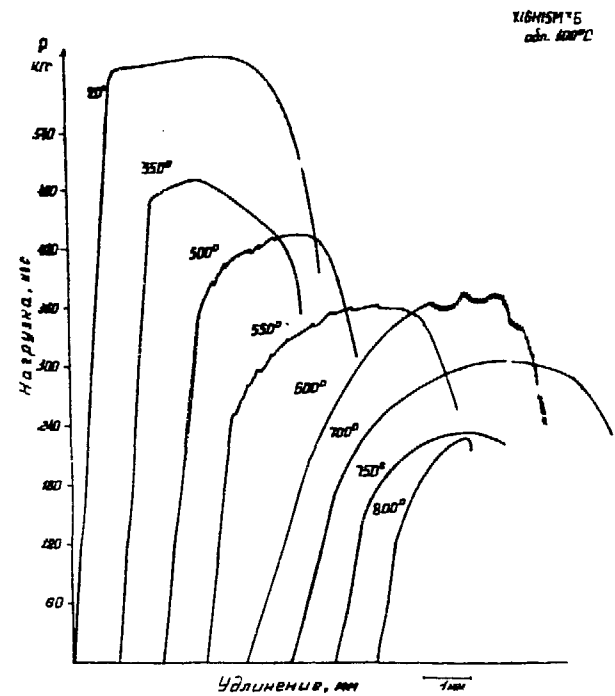
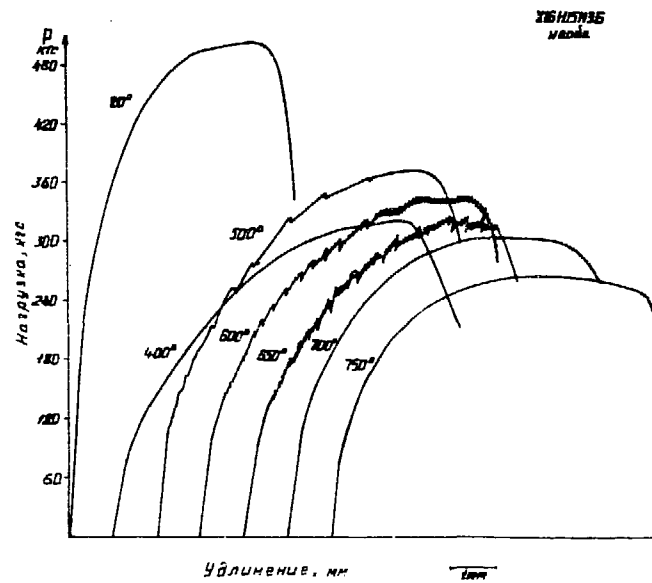
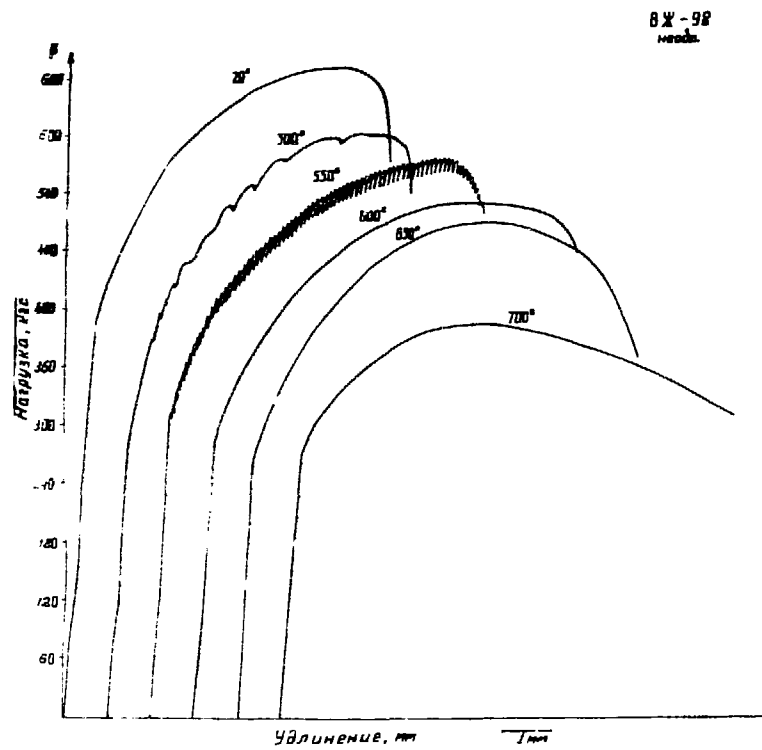
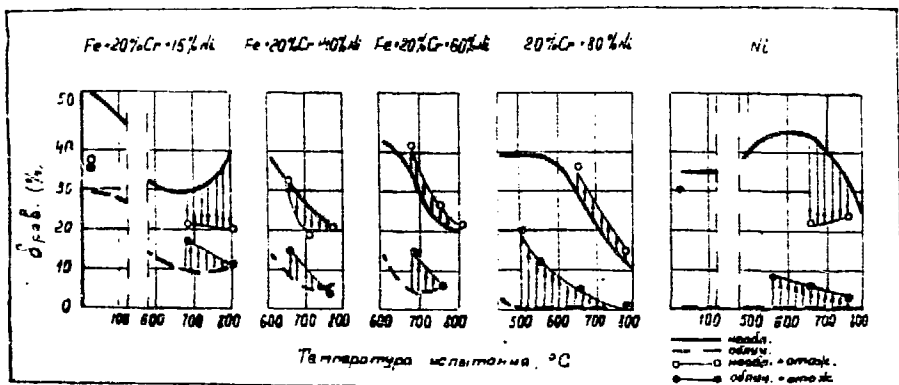
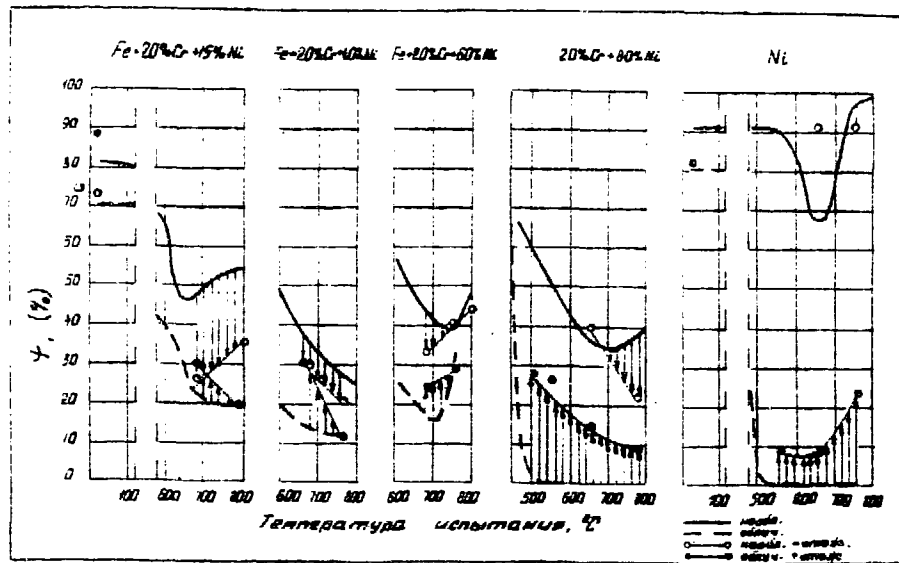
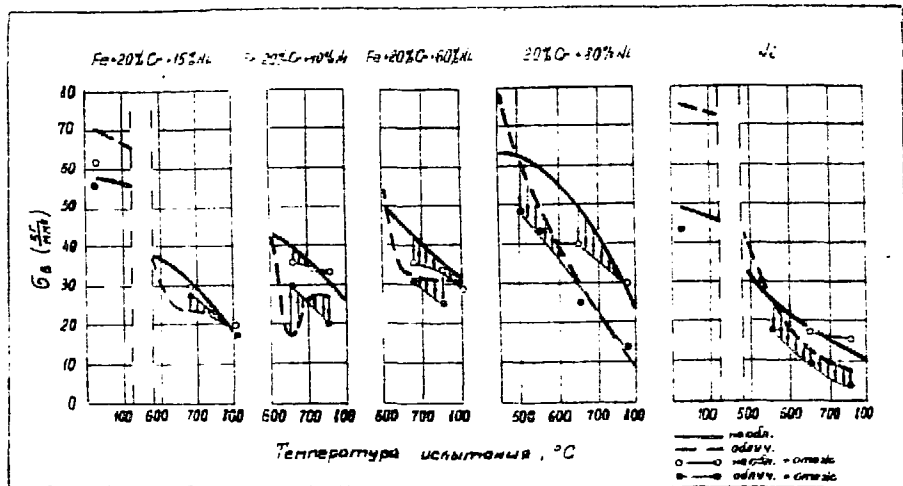
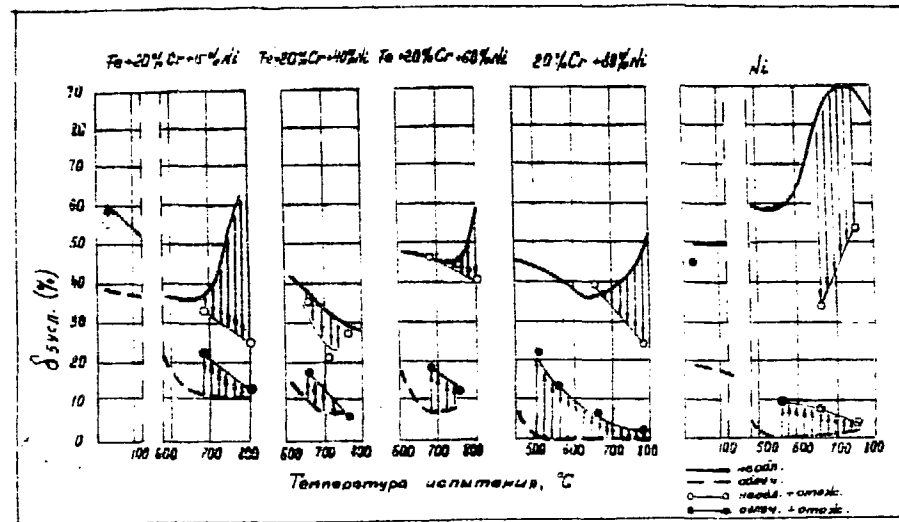
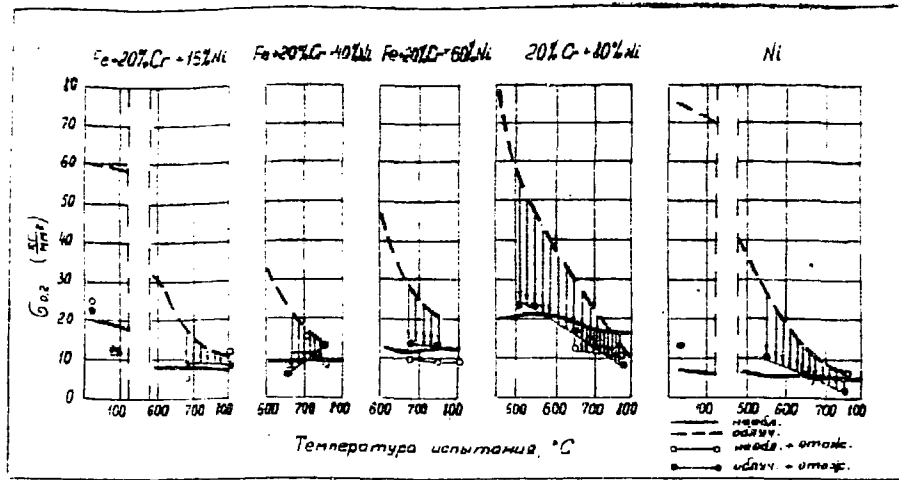


Рис. 6.





Л И Т Е Р А Т У Р А

1. Орлов А.Ф., Осипов К.А., сб. "Свойства и применение жаропрочных сплавов" Изд. "Наука" (1966) 178
2. Franz H., Pfeiffer H., Pfeiffer J. Metallkunde, 58, h. 2, (1967) 587.
3. Lawson V.B. The effect of neutron irradiation on the high temperature tensile - properties of some nickel-containing alloys. Chalk River, Ontario (1967).
4. Гудремон Э. Специальные стали и сплавы. Перев. с немецк. Изд. "Металлургия" (1966)

Рукопись поступила в редакцию ОНТИ 28 ноября 1969 года.

