

669.017.13.1669.15'26'786.669.15'26-198
(161) Fe-Cr-N 系状態図について

東京工業大学 6316/
工博○岡本正三・内藤武志

Phase Diagram of Fe-Cr-N System.

Dr. Masazō OKAMOTO and Takeshi NAITO.

I. 緒言 590~591

ステンレス鋼および耐熱鋼において Cr 濃度の高いことは必要かくべからざることであるし N もまた有用な添加元素であるところから Fe-Cr-N 系状態図の決定を企図した。著者の一人は無炭素あるいは低炭素クローム鋼における N の作用について一連の研究を行ってきたが、ここでは Cr 12~60%, N 約 2% までの組成範囲で大気中で N が安全に合金化する Fe-Cr-N 合金について溶融状態より約 1300°C までの温度範囲における相変化ならびに Fe-Cr 合金の 1 atm の純窒素下の N 吸収処理による相変化を調べ、さらに合金化した N の脱窒についても検討した。

N は C の場合と異なり、周囲の N₂ の分圧に左右せられて合金中に N が吸収されたり合金中から N が脱出したりする傾向がある。従来の Fe-N 系状態図にしてもそれは温度、圧力および濃度の平衡図における種々の固相の平衡を温度と濃度との面に投射したものであつて、一般の 2 元合金の状態図とは性格の異なるものである。Fe-Cr-N 系合金の異相平衡も一般の合金状態図のごとくに取扱うことはできない。N₂ の分圧を考慮することが必要で、ここでは大気中の N₂ 分圧下で融液より固化の終了するまでの温度範囲における熱分析を詳細に行ない、その結果を組織変化と対応せしめて凝固過程の相変化の大要を明らかにした。固体 Fe-Cr 合金の高温度における 1 atm 中の N₂ 中保持による N 吸収処理による組織変化をここで追跡した理由はこの N 吸収処理による場合は普通の溶融と凝固とによつては得られない高濃度の N を含みかつ大気中の高温度においても滲窒脱窒のほとんど起らない安定な合金を得ることができる²⁸⁾ からで、この方法を用いて高温度で生成する高窒素高クロームのオーステナイト相の安定度についても知ることができた。

II. 試料

原料としてはいずれも電解製の純鉄と純クロームを用い、N の添加には高純度の窒化フェロクロムを使用した。所要の合金はタンマン炉にてアルミナ製坩堝中で急速に大気中溶製した。別に 1 atm の純窒素中で、Fe-Cr 合金の熱間圧延した薄板を加熱して Fe-Cr-N 合金を調製した。その調製方法は先の報告³⁾ と同じである。実験は融液より出発した熱分析、凝固直後水冷した状態の合金あるいは N 吸収処理後の合金の組織検査、および X 線廻折試験などである。また熱天秤を用いて、N 吸収した Fe-Cr-N 合金を真空中で加熱してその脱窒の挙動についても詳細に調べた。

III. 実験結果

1. Fe-Cr-N 系異相平衡

Fe-Cr-N 系を構成する各 2 元系については前記 M. HANSEN の集録したものを参考にしそれらを再

検討して用いた。Cr-N 系においては 11.6 wt%N 以下の範囲に Cr と Cr₂N (11.6%N) との 2 元系が成立つと推定した。また Fe-N 系の Fe 側の融液に関する異相平衡は求めることができなかったが、大気中の N₂ 分圧下の Fe-Cr-N 系合金の異相平衡を検討した結果よりこの 2 元系には、 $L + \delta \cdot Fe \rightleftharpoons \gamma \cdot Fe$ の包晶反応が存在するものとみなした。Fe-Cr-N 合金で熱分析および凝固直後の合金組織の検鏡の可能な合金組成は N 濃度の低いもので δ を初晶出するものに限られるが、Fe-Cr 側合金では Cr が増すときの $L + \delta \cdot Fe \rightleftharpoons \gamma \cdot Fe$ なる一変系包晶反応線 Ps と Cr-Cr₂N 側合金に Fe が入るときの $L \rightleftharpoons Cr_2N + \delta \cdot Fe$ なる一変系共晶反応線 es とは Fig. 1 に見るごとく s 点に会合して、1328°C で $L + \delta \cdot Fe \rightleftharpoons Cr_2N + \gamma \cdot Fe$ なる包共晶反応を生ずる。この不変系反応にあずかる融液 L の組成は 16% Cr, 0.9%N; $\delta \cdot Fe$ は 35%Cr, 0.05%N; また $\gamma \cdot Fe$ は 15%Cr, 0.4%N と推定される。図中斜線の部分はこの不変系反応の拡がる組織範囲である。直線 qv は実験的に求めることができる線でその延長は Cr₂N の組成に一致する。また直線 qs の方向は熱分析の切断状態図より求めることができるが、s 点については u 点と Cr₂N 点とを結ぶ直線よりも Cr 濃度の少い位置として推定した。なお Cr および N 濃度を異にする Fe-Cr-N 合金を固化後熱間圧延し凝固温度に近い種々の温度から水冷して組織検査した結果では、そこに現われる γ はほとんどすべてマルテン化する。

2. 窒素吸収せしめた合金の組織変化と脱窒について Cr 濃度を異にする Fe-Cr 合金の薄板を 1250°C, 1 atm の純窒素中にて種々の時間加熱保持して後急冷して組織を調べた結果、 γ 相のみより成る合金組成は 1250°C において約 33%Cr, 1.38%N の組成まで拡がることを知った。また Cr 12~22% の合金に現われる γ は急冷しても室温までにマルテンサイトに分解するが、23% Cr 以上の合金組成で γ 一相あるいは γ 相と他の相を含む混合組織よりなるものにおいては 1250°C よりの急冷によりその中の γ 相はマルテンサイトに分解しない。Photo. 1, Photo. 2 はいずれも 1250°C で γ -相よりなるが、前者はマルテン化しており、後者は γ のまま室温にもち来たされる。

N 吸収処理で多量に合金化した N が 10⁻⁵ mmHg の

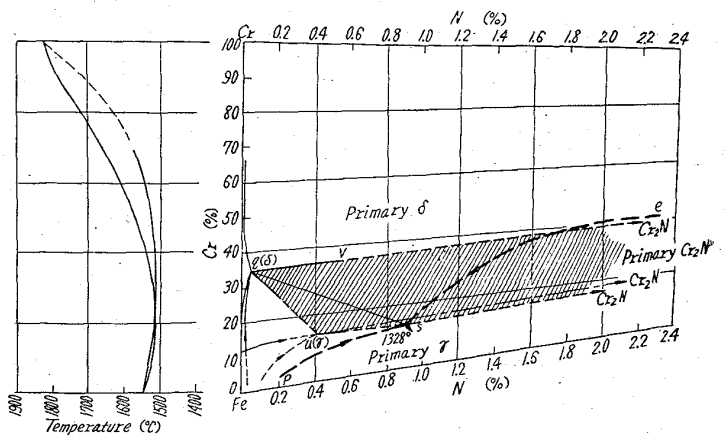
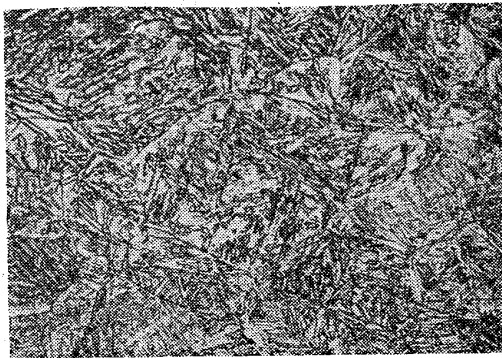


Fig. 1. A tentative diagram of the Fe-Cr-N system.



18 Cr, 0.48N ×100 (9/10)

Photo. 1. Microstructure of 18% Cr-0.48% N-Fe alloy rapidly-cooled in N₂ atmosphere from 1250°C, etched in 15% HCl alcohol solution.



23 Cr, 0.76N ×100 (9/10)

Photo. 2. Microstructure of 23% Cr-0.76% N-Fe alloy rapidly-cooled in N₂ atmosphere from 1250°C, etched in 15% HCl alcohol solution.

真空中で加熱した際いかなる挙動を示すかを知る目的で熱天秤を用いて加熱による重量変化を測定した結果、例えば 40%Cr 1.87%N を含む合金では約 200°C 付近から脱窒が起り始め加熱温度の上昇とともにその程度は大きくなる。これを 1100°C~180 mn 間保持すると保持時間とともに脱窒はいちじるしくなる。1100°C—180 mn 間加熱保持後の合金の元の N 濃度に対する脱窒率は 69.8%であった。

IV. 結 言

Cr 12~60%, N 約 2% までの組成範囲における Fe-Cr-N 合金について大気中での凝固時の相変化の概要を熱分析、顕微鏡検査ならびに X 線廻折によつて明らかにした。また Cr 濃度を異にする Fe-Cr 合金を、1 atm の N₂ 中において 1250°C で N を吸収せしめて、大気中で安定な高窒素合金を調製してその際の組織変化を調べ γ 相の組成の拡がりやその安定度を明らかにし、さらに N 吸収した試料の真空中加熱による脱窒について検討した。結果を要約すると次の通りである。

(1) Fe-Cr-N 系異相平衡の検討により Fe-N 系の Fe に富む融液に関する異相平衡には、 $L + \delta \cdot Fe \rightleftharpoons \gamma \cdot Fe$ なる包晶反応が存在すると推定した。また、Cr-N 系には 11.6%N 以下の範囲において $L \rightleftharpoons \delta \cdot Fe + Cr_2N$ なる共晶反応が存在するとみなした。

(2) Fe-N 合金側で Cr が増すときおよび Cr-Cr₂N 合金側で Fe が増すときにはいずれも δ の初晶出温度が低下し、それぞれ包晶あるいは共晶の一変系反応をみるが、この 2 つの一変系反応は Fig. 1 に見ることく 16% Cr 0.9%N なる s 点で会合して 1328°C, $L + \delta \cdot Fe \rightleftharpoons Cr_2N + \gamma \cdot Fe$ なる包共晶反応を生ずる。その不変系反応の拡がる組成範囲を推定した。

(3) Cr 12~40% の組成範囲の Fe-Cr 合金の薄板を 1250°C 1atm の N₂ 中で加熱すると前記の Cr 濃度のいかにかわらず γ が生成する。しかし Cr が 22% 以下の範囲における γ は室温までにマルテン化する。また Cr を 23% 以上含む範囲の γ は高温から水冷してもマルテン化しない。γ のみよりなる合金組成は 1250°C で前記不変系反応にあづかる γ-Fe の組成よりもかなり高 Cr, 高 N 側にあることを知った。

(4) N を吸収せしめた Fe-Cr-N 合金を真空中で加熱するときは脱窒をみる。また、Cr 濃度が高いものほど Cr 濃度の低いものよりも脱窒しにくい。

文 献

- 1) M. HANSEN: Constitution of Binary Alloys, (1958) p. 670
- 2) 岡本, 藤本, 内藤, 鉄と鋼, 48 (1962) 2, p. 123
- 3) 岡本, 宮川: 鉄と鋼, 45 (1959) 6, p. 614

669.15'26'28'292-194:539.434:621,785.6
6:621,785, 72, 539, 4, 016, 3

(162) 1 Cr-1¹/₄ Mo-1¹/₄ V 鋼のクリープ破断特性におよぼす焼入れおよび焼もどし温度の影響 63162

日立製作所日立研究所

○佐々木良一

Effect of Quenching and Tempering Temperature on Creep Rupture Properties of 1% Cr-1.25% Mo-0.25% V Steel.

591~593
Ryoichi SASAKI.

I. 緒 言

1 Cr-1¹/₄ Mo-1¹/₄ V 鋼はタービンロータ軸材として広く使用されている。本鋼は熱処理によつていちじるしくクリープ破断特性が変化し、すでに 2~3 にの研究者¹⁾²⁾³⁾によつて高温強度におよぼす熱処理の影響が報告されている。しかし十分明かでない点があり、室温強度の高いもの、あるいは短時間強度の高いもの必ずしも長時間側の強度はすぐれていない。また切欠クリープ破断強度の熱処理による変化は平滑破断強度のそれと並行的な傾向を示さず、全く相反する傾向を示すことがある。よつて本鋼の長時間クリープ破断強度におよぼす焼入れおよび焼もどし温度の影響を明かにすべく本研究を行なつた。

II. 試 料

Table 1 は試料の組成を示す。大型タービンロータ素材胴部から 40×90×130(mm³) の鋼片を切り取り、目的の熱処理を行ない、半径方向から各種試験片を採取した。