

1200°C×1 h 水冷, 750°C×18 h 焼戻時効後ラプチュア試験を実施した. 700°C, 24 kg/mm² の場合 G18B 成分のものは破断時間 28 h, 伸び 30% を示すが P を添加するにつれて破断寿命は向上し伸びは低下する. すなわち P0.1% 添加では破断時間は 310 h に向上するが伸びは 18% とやや低下を示す. つぎに 730°C, 22 kg/mm² の場合には G18B 成分のものは破断時間 18 h, 伸び 49% を示すが P0.1% 添加によつて破断寿命は 55 h に向上, 伸びは 21% に低下し, また P0.2% で 66 h, 10% を示す. 0.12% P と同時に 0.11% N₂ を含有せしめた場合は N₂ 添加による破断時間の向上はとくに認められず伸びが却つて低下する. 0.12% P と 0.05% B を添加した場合には 730°C, 22 kg/mm² の破断寿命は 510 h といちじるしく向上するが伸びは 9% となる. Fig. 2 (B) は G18B に P を添加した場合の焼戻時効硬度曲線を示すものである.

(3) LCN-

155

1200°C×1 h 水冷, 760°C×16 h 焼戻時効後ラプチュア試験を実施した.

730°C, 20 kg/mm² の場合には LCN-155 に相当するものは破断時間 140 h 伸び 55% を示すが P を添加すると破断時間は向上するが伸び

が低下し P0.16% では破断時間 537 h に達するが伸びは 9.4% となる. 730°C, 26.6 kg/mm² の場合には LCNP-1 は破断時間 15 h, 伸び 50% であり P0.16% で 36 h, 11% を示し破断時間の向上に P があまり有効でなくなる. 試験温度が上昇して 815°C になると P の効果は殆んど認められなくなる. 1200°C 水冷, 760°C×16 h 時効後の常温衝撃値は LCNP-1 では 3.8 kg-m/cm² を示し, P 添加 0.113% までは殆んど変化しないが P が, 0.16% 以上に増加すると衝撃値も低下するにいたる. 700°C, 750°C の高温においては P0.16% までは P 添加による衝撃値の低下は認められない.

(4) Timken 16-25-6

Timken 16-25-6 に P 添加を行つた場合には破断時間向上の P の効果が比較的少なく, したがつて伸びの低下も少ない. すなわち 650°C, 28 kg/mm² の場合には Timken 16-25-6 成分のものは破断時間 99 h, 伸び 30% を示すが P0.19% で破断時間は 160 h に向上し伸びは 30% であつて低下を示さない. つぎに 700°C, 18 kg/mm² の場合には TMP-1 は破断時間 200 h, 伸び 39% のを示し P の添加によつて破断時間はやや向上し P0.19% で 733 h, 18% を示す.

III. 結 言

以上 19-9 DL 耐熱鋼におよぼす P, B, LCA 添加の影響, G18B, LCN-155 などにおよぼす P 添加の影響について試験を行つた. その結果 19-9 DL に P 単独添加では破断時間はいちじるしく向上するが伸びが低下するので LCA 添加を行つて靱性を向上せしめ, さらに B 添加を行うと破断寿命, 靱性ともにすぐれたものが得られることが判明した. G18B, LCN-155 合金などに P 添加を行うと破断寿命はかなり向上するが 19-9 DL の場合に較べるとその効果は小さい. 伸びは P 添加が多くなると低下するので P を適当量に調節する必要がある.

(94) Ni を含む 20% Cr-Fe 合金の純粋窒素中における高温の窒素吸収について

(耐熱材料における合金元素としての窒素の作用について—X)

東京都立大学○宮 川 大 海

東京工業大学 工博 岡 本 正 三

On the High-Temperature Nitrogen-Absorption of Nickel-Bearing 20% Cr-Fe Alloys in Pure Nitrogen.

(On the function of nitrogen as an alloying element in heat-resisting materials—X)

Ōmi Miyakawa and Masazo Okamoto.

I. 結 言

前報りにおいて 20% Cr-Fe 合金へオーステナイトの安定化元素として Mn を最大 10% まで加え, これを純度の高い N₂ 雰囲気中で加熱した場合の N 吸収におよぼす合金中の Mn 量の影響について検討した. 20% Cr-Fe 合金中への Mn の添加は N 吸収を助長し, 生成したオーステナイト相を安定化する. また Mn 量が 6~10% の合金に N を吸収させると 316 L 型鋼に比べてか

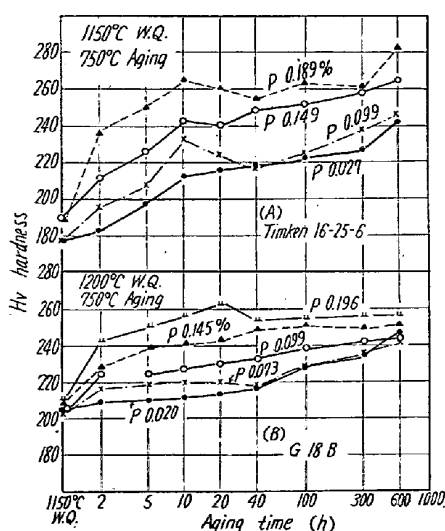


Fig. 2. Effect of P on the hardness of Timken 16-25-6 (A) and G18B (B).

なり優れた高温曲げクリープ特性がえられることが知られた。今回は 20% Cr-Fe 合金に対して同じくオーステナイトの安定化元素である Ni を最大 10% 加えて N を吸収させ、合金がさらにオーステナイト化する状況、生成されたオーステナイトの熱処理挙動などを合金中の Ni 量との関係においてしらべた。また N 吸収前すでにオーステナイト単相である合金については吸収された N が合金の熱処理挙動に如何なる影響をおよぼすかについて検討した。

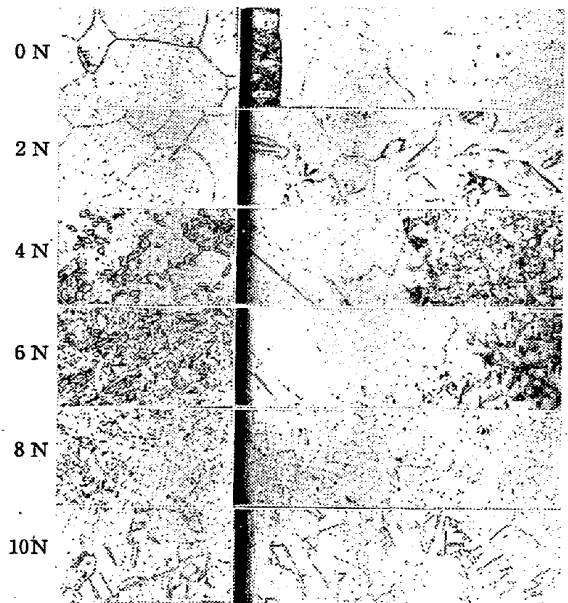
II. 試料および実験法

原料金属としていずれも高純度の電解 Fe、電解 Ni および英国製テルミット Cr を用い、Cr 20% で Ni を 0%, 2%, 4%, 6%, 8% および 10% とした 6 種の合金をアルミナ坩堝中でタンマン炉によつて急速熔解し、 $6 \times 5 \times 100 \text{ mm}$ のシエル型に鑄込んで試料とした。各試料の記号をそれぞれ 0N, 2N, 4N, 6N, 8N および 10N とする。これら鑄造試料は 1000°C で断面減少率 17% の圧延を行つて後以下の実験に供した。N 吸収処理は 1250°C で 4 h 行い、処理後の試料について検鏡、熱膨脹測定、硬度測定などによつて生成したオーステナイト相を組織的にしらべた。

III. 実験結果

1. N 吸収による顕微鏡組織の変化

Photo. 1 は真空中で $1250^\circ\text{C} \times 1/2 \text{ h}$ 水冷 (左) および $1250^\circ\text{C} \times 4 \text{ h}$ N 吸収後、水冷 (右) の各試料の顕微鏡組織で、N 吸収後のものは表面から約 1.3 mm までの部分が示されている、N 吸収前 0N および 2N はフェライト単相であるが、Ni 量の増加によりオーステナイト相は急激に増加し、8N はごくわずかのフェライト相を残すのみでほとんどオーステナイト単相とみなされ 10N はまったくオーステナイト単相である。これらの試料に対して 1250°C で 4 h の N 吸収を行いそのまま水冷すると、0N~6N ではいずれの試料も N 吸収によつて周辺部はもとオーステナイト単相であつたことを示す組織となり、その「単一オーステナイト層」の深さは、Fig. 1 のごとく Ni 量の増加とともにかなり急激に深くなる。8N では N 吸収前わずかに残存したフェライト相が $5 \times 5 \text{ mm}$ 程度の断面をもつ試料の中心部でも全く消失している。10N では N 吸収前すでにオーステナイト単相であるので組織の上では N 吸収処理による変化はみられない。また 2N~6N では「単一オーステナイト層」より内部へ入るとフェライトと、もとオーステナイトであつた相との混合組織がえられるが、このオーステナイトであつた相は N 吸収によつてかなりいちじるしい



Left: Heated at 1250°C for 1/2 and water-quenched. Right: Nitrogen-absorbed at 1250°C for 4 h and water-quenched.

Photo. 1. Microstructures of 20% Cr-Fe alloys. $\times 50 (1/2)$

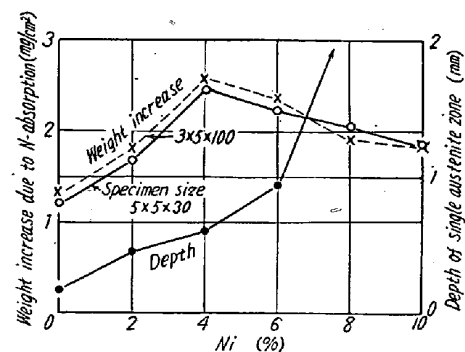


Fig. 1. Relation between the weight increase and depth of "single austenite zone" after N-absorption and the Ni content of alloys.

増加を示している。

2. N 吸収量

$1250^\circ\text{C} \times 4 \text{ h}$ の N 吸収による各試料の N 吸収量を Fig. 1 に示す。N 吸収量は Ni 4% までは Ni 量の増加とともに増加するが、Ni 4% を境としてさらに Ni 量が増すとかえつて減少の傾向を示している。図中 $5 \times 5 \times 30 \text{ mm}$ の検鏡試料の N 吸収量のほかに $3 \times 5 \times 100 \text{ mm}$ の高温曲げクリープ試料の N 吸収量をも同時に示したが、Ni 4% のところに N 吸収量の山をもつ上記の傾向は後者においてもまったく同様にみとめられる。また 8N および 10N は N 吸収前同じくオーステナイト単相とみなされるが、図からわかるように 8N のクリープ試料の N 吸収量が検鏡試料のそれに比べてかえつて少いのは、8N では 10N より N 吸収が盛んで試料の断面積が小さいための影響がわずかながら 8N に現われたものと考えられる。

さて Ni は N の吸収を阻げる作用が強くとえば Fe に Ni が 50% 以上添加されるとほとんど N を吸収しないといわれるが、前述のごとく同じくオーステナイト単相とみられる 8N と 10N とを比べて、後者の N 吸収量が少いのはこのような Ni の作用によるものと考えられる。一方 8N および 10N は別として、N 吸収前の合金の組織がオーステナイト相を多量に含む場合、あるいは一定量の N の吸収によつてオーステナイト相が多量に生成されやすい場合の方が、N の吸収は容易であると考えられ Fig. 1 のごとく Ni 4% で N 吸収量の山がみられるのは、これらの相反する 2 つの因子の影響が重なった結果と考えられる。

3. 「単一オーステナイト層」の焼入およびサブゼロ処理に対する挙動

Fig. 2 は各試料を $1250^{\circ}\text{C} \times 4\text{h}$ の N 吸収後水冷した場合および水冷直後液体酸素中に $1/2\text{h}$ 浸漬してサブゼロ処理を行った場合の表面からの硬度分布を示したものである。Photo. 1 からわかるごとく「単一オーステナイト層」の水冷によるマルテンサイト化は 0N がもつともいちじるしく 2N でもわずかにみられるが、4N ではもはやほとんど起らない。Fig. 2 の硬度分布はこれに対応し、「単一オーステナイト層」の硬度は 0N がもつとも高く Ni 量の増加とともにしだいに下る。水冷によるマルテンサイト化が全くみられない試料例えば 10N では、図のごとく硬度は全般に低く、試料の中心部から表面に近づくにつれてやや高くなる傾向がみられる。

サブゼロ処理に対する感受性は図よりわかるごとく Ni 量の増加とともに小となり、6Ni より Ni 量が多くなるとサブゼロ処理に対してほとんど感じなくなる。

4. 「単一オーステナイト層」の焼戻に対する挙動

1250°C で 4 h の N 吸収後水冷された各試料を 700°C

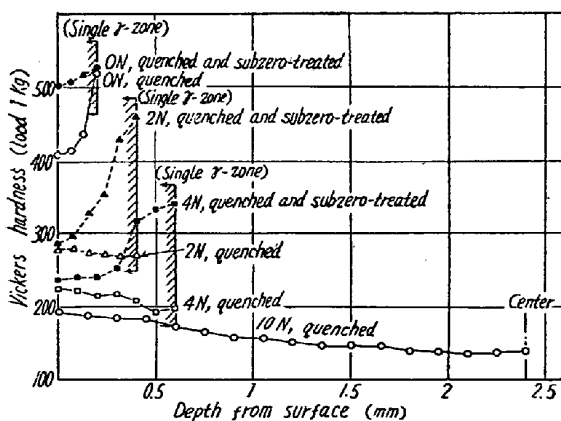


Fig. 2. Hardness distribution of "single austenite zone" after quenching and subzero-treatment.

に 1 h 加熱して検鏡すると 0N の「単一オーステナイト層」はほとんど分解したことがみとめられるが、2N ~ 10N では水冷状態とほとんど変わらない。Photo. 2 は 700°C に 30 h 保持して空冷された 10N 試料の表面に近い部分の顕微鏡組織で、オーステナイト粒界に析出の起つたことが観察される。2N ~ 8N の各試料でも同様の析出がみられる。

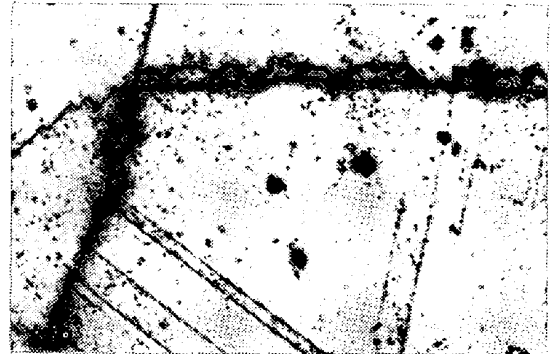


Photo. 2. Microstructure of N-absorbed and quenched 10N specimen after heated for 30h at 700°C . $\times 400$ (1/1)

IV. 結 言

以上の結果を要約するとつぎのごとくなる。

(1) 20% Cr-Fe 合金を 1250°C から水冷すると Ni 2% の合金ではフェライト単相であるが、Ni 量の増加とともにオーステナイト相が急激に増加し、8% の Ni が含まれるとほとんどオーステナイト単相となる。

(2) 20% Cr-Fe 合金を高純度の N_2 雰囲気中で、 1250°C に 4 h 加熱したときの N 吸収量は Ni 量が 4% までは Ni の増加とともに増加するが、4% を境として Ni 量が増すとかえって減少する。

(3) $1250^{\circ}\text{C} \times 4\text{h}$ の N 吸収によつて試料の表面に生じた「単一オーステナイト層」は Ni 量の増加とともにかなり急激にその深さを増し、8% の Ni が含まれると $5 \times 5\text{mm}$ の断面をもつ試料の中心までオーステナイト単相となる。

(4) N 吸収試料を水冷すると Ni を含まぬ合金では「単一オーステナイト層」はかなりマルテンサイト化するが、Ni 量が 2% になると、このマルテンサイト化の傾向ははるかに少なくなり、さらにこれ以上の Ni 量になると「単一オーステナイト層」は水冷によつてそのまま残留する。

(5) 水冷された「単一オーステナイト層」に残留するオーステナイトのサブゼロ処理に対する感受性は Ni が 4% 以下ではかなり大きい、Ni がこれ以上含まれるときわめて小さい。

(6) Ni を含まぬ合金では残留オーステナイトは、 700°C 付近の焼戻によつて比較的容易に分解するが 2% の Ni の添加によつて焼戻抵抗性は向上し、 $700^{\circ}\text{C} \times 30\text{h}$ 程度の加熱によりオーステナイト粒界に析出がみられる。

文 献

- 岡本, 宮川: 鉄と鋼, 45 (1959) p. 1020
- 岩瀬, 福島: 日本金属学会誌, 1 (1937), 151, 289