

へ) 鍛造比 14・1——平均変形量 15・5 で表層部が大きく、中心層に進むにつれて減少している。これは長手方向の抵抗が小さいため、与えられた鍛圧力は、切線または半径方向に集中的に消費されず、むしろ長手方向に大きく与えられたためであろう。

4) 鍛錬効果についての考察

W. COUPETTE¹⁾の普通鍛錬の実験と比較検討した。

W. COUPETTE の実験結果によれば 1,400mm ϕ から鍛錬し、鍛造比 1・75 の時中心部の変形量は 1・58 である。(温間鍛錬+普通鍛錬) の場合は (本実験の場合) 1,180mm \square から鍛錬し鍛造比 2 のとき中心部の変形量は 2・3 である。

すなわち今、変形量/鍛造比を求めると前者は 0・91 後者は 1・15 で本実験の場合は W. COUPETTE の普通鍛錬の実験結果と比較して中心における鍛錬効果は 27% も大きい。

V. 温間鍛錬の実績

多くの鍛鋼品の中でザク疵の有無、多少を最もよく検出でき、しかも数多く生産され統計的に検討されやすい製品はローターシャフトタービン軸車である。また実作業から生れる製品の優劣が理論と実施の良否を物語るものであり実績のデータの解析こそ最も信頼でき、しかも有効な実験結果の確認と思う。以上の観点に立つてローターシャフト、タービン軸車類の普通鍛錬法と温間鍛錬法による実績を比較する。

a) 判定基準

- 優……検査孔 (内孔 or 中心孔) 内に疵のないもの、または微小疵 (0・2mm 以下) が点在
 良……検査孔内に疵が現出し寸より孔を拡大して除去し得たもの
 不良……検査孔内に疵が現出し孔を拡大するも残存し設計上許容される中心孔の大きさでは除去不能であるもの

b) 調査範囲 昭和 32 年～昭和 36 年 9 月で結果の判明したローターシャフトおよび軸車で使用鋼塊 50 t 以上のものを対象とした。調査総数 182 本である。

c) 実績比較

| 良 否 | 鍛錬法 | 普通鍛錬法 | 温間鍛錬法 |
|-----|-----|-------|-------|
| 優 良 | | 35・0% | 83・5% |
| 不 可 | | 25・5% | 8・5%* |
| | | 39・5% | 8・0%* |

* 欠陥はいずれも砂疵

IV. 結 言

熱間自由鍛錬による大型鍛鋼品のザク疵の鍛圧着の研究について論述した。

大型鍛鋼品の中で品質的に特に優秀性を要求されているローターシャフトおよびタービン軸車は鋼塊から製品形状への真鍛造比が過小で従来の鍛錬法では十分な鍛錬効果を期待することができず、ザク疵の残存によつて多くの廃却不良品を重ねてきた。ここに俗称温間鍛錬法なる独自のザク疵の鍛圧着法を考察し幾多の基礎実験と、かなり大掛りな実物大試験あるいは実物についての途中

確認等の立証を得て昭和 32 年以来逐次実際に適用してその効果を確め昭和 34 年以降全面的に採用して画期的な成果を収めている。

しかもこの鍛錬法は上金敷さえ準備すれば、あらゆるプレスに應用でき、その上従来の製造工程に一操作が加わるに過ぎず効果の絶大である割に実作業への適用の手易さは本作業の特徴の一つである。

文 献

- 1) W. COUPETTE: Stahl u Eisen, 61 (1941), S. 1036. *N^o62093*

621.73.011:669.1524-194.3

- 669.74 R498-500*
 (93) Mn による N-155 系合金の鍛造性改善について

金属材料技術研究所

工博 依田連平・○吉田平太郎・小池喜三郎

Improvement in Forgeability of N-155 Type Alloys by Addition of Manganese.

Dr. Renpei YODA, Heitaro YOSHIDA and Kisaburo KOIKE.

I. 緒 言

最近すぐれた耐熱合金が数多く開発されつつあるが、クリープ強度を高めようとするれば、鍛造性が悪くなりこれがネックとなつている。N-155 合金中の Ni の一部を 10% Mn で置換えたものは適量の C, N を添加することにより、700~800°C におけるクリープ破断時間が N-155 合金よりも遥かに向上することを著者らはすでに報告した¹⁾。しかもこの高 Mn 合金は鍛造が容易であつた。そこで Mn による N-155 系合金の鍛造性改善の原因を検討した。

II. 実験方法および結果

N-155 合金、N-155 合金中の Ni を 10% Mn で置換えたものを基準組成とし、C を 0・1~0・65%, N を 0・05~0・5% の範囲で変えたものを大気中高周波溶製した。その化学成を Table 1 示すが X 系列は 1・5% Mn を配合した N-155 系合金であり、Y 系列は 10% Mn を配合した高 Mn 合金系である。

(1) 変形抵抗

鑄造材および鍛造材の両者から 10 ϕ × 10mm の試験片を作りマグネチックスイッチで同時に放たれるハンマーで試料の両端を叩くことによりその前後の変形量から変形抵抗を求めた。Fig. 1 は鍛造試料の変形抵抗と Mn, C, N 量との関係を示したもので図中○印は X 系列、×印は Y 系列を表わす。X, Y 両系列とも C, N が増す程変形抵抗は大となる。図中の点線、実線は X, X 系列の変形抵抗の等高曲線であるが Y 系列の 45 kg/mm² の等高線は X 系列の 50 kg/mm² のそれより高 C, N 側にづれ、このことから Mn が増すと変形抵抗がいらじるしく減少し鍛造し易くなる原因が理解される。なお () 中の数値は鑄造試料の変形抵抗値を示したもので鍛造試料よりもその値が低い。

(2) 凝固点および高温硬度

C, N 含量のはほぼ同じ X-332 (1・47% Mn), Y-33

Table 1. Chemical compositions of alloys.

| Element Mark | C | Mn | Ni | Cr | Mo | W | Co | Nb | N | Fe |
|-----------------|-------|-------|-------|-------|------|------|------|------|--------------------|------|
| X-11 | 0.157 | 1.53 | 20.71 | 18.73 | 2.99 | 2.05 | 20.5 | 1.16 | ⑤0.0726 ①0.0301 | Bal. |
| X-13 | 0.148 | 1.44 | 20.60 | 19.47 | 3.00 | 1.89 | 20.2 | 1.02 | 0.1417 0.0737 | // |
| X-15 | 0.151 | 1.43 | 20.67 | 19.37 | 2.97 | 1.75 | 19.7 | 0.94 | 0.1699 0.1020 | // |
| X-31 | 0.313 | 1.44 | 21.32 | 19.77 | 2.99 | 2.08 | 19.5 | 0.89 | 0.1056 0.0330 | // |
| X-331 | 0.278 | 1.45 | 20.78 | 19.28 | 3.00 | 2.38 | 20.6 | 0.83 | 0.0289 0.0130 | // |
| X-332 | 0.358 | 1.47 | 20.75 | 19.39 | 3.01 | 2.28 | 19.9 | 1.10 | 0.1302 0.0702 | // |
| X-51 | 0.519 | 1.42 | 20.63 | 19.57 | 3.01 | 2.50 | 20.2 | 1.11 | 0.0914 0.0485 | // |
| Y-11 | 0.159 | 10.08 | 9.67 | 20.23 | 2.99 | 2.56 | 19.9 | 0.98 | 0.0446 0.0082 | // |
| Y-13 | 0.168 | 9.86 | 9.98 | 20.15 | 3.00 | 2.27 | 19.8 | 1.01 | 0.1815 0.0781 | // |
| Y-15 | 0.106 | 9.80 | 9.30 | 20.29 | 2.96 | 1.73 | 19.6 | 1.15 | 0.2642 0.1080 | // |
| Y-16 | 0.149 | 9.70 | 9.87 | 19.75 | 3.09 | 2.30 | 20.2 | 1.03 | 0.3253 0.1438 | // |
| Y-31 | 0.385 | 9.65 | 9.58 | 19.60 | 3.01 | 2.46 | 20.1 | 1.09 | 0.1054 0.0366 | // |
| Y-33 | 0.362 | 9.52 | 9.78 | 19.92 | 2.98 | 2.50 | 20.1 | 1.12 | 0.1856 0.0528 | // |
| Y-44 | 0.442 | 9.79 | 9.71 | 19.69 | 2.98 | 2.68 | 19.5 | 1.26 | 0.2572 0.0817 | // |
| Y-51 | 0.530 | 9.77 | 9.53 | 19.54 | 3.00 | 2.73 | 20.0 | 1.13 | 0.0347 0.0152 | // |
| Y-61 | 0.636 | 9.64 | 9.61 | 19.87 | 3.00 | 2.61 | 20.0 | 1.21 | 0.1020 0.0347 | // |

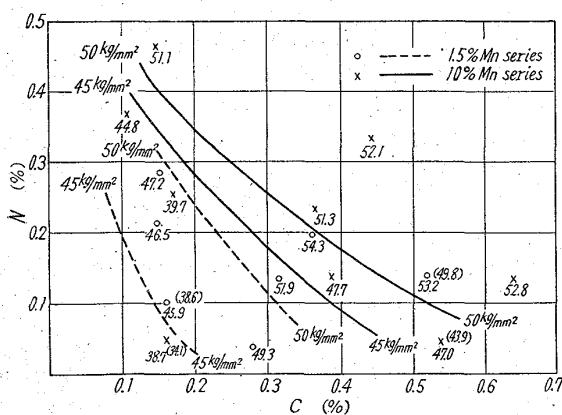


Fig. 1. Contour lines of the deformation resistance (kg/mm²) distribution of X and Y series alloys.

(9.52% Mn) の熱分析を行なつて凝固点を測定した。Fig. 2 はその冷却曲線を示したものでこれから Mn が 1.47% から 9.52% に増えると凝固点は約 1380°C から 1340°C とほぼ 40°C 近くも低くなることわかる。また 900°C の高温硬度を X, Y 系列数試料について測定したが V. H. N で約 100~140 で, C, N が増すと硬度は上昇するが, Mn による硬度変化は余りみられなかつた。

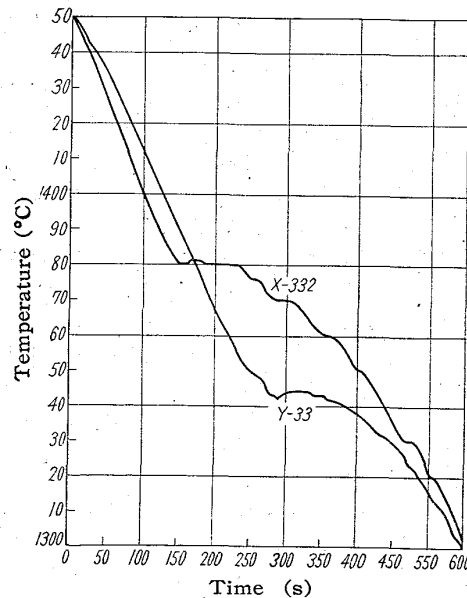


Fig. 2. Thermal analysis curves of X-332 (1.47% Mn) and Y-33 (9.52% Mn).

(3) 耐軟化性

X-11(1.53% Mn), Y-11(10.08% Mn) を 1200°C で 1 時間溶体化処理して, 60% 冷間加工したものを, 500°C, 650°C, 700~900°C は 25°C おきに Ar 雰囲気

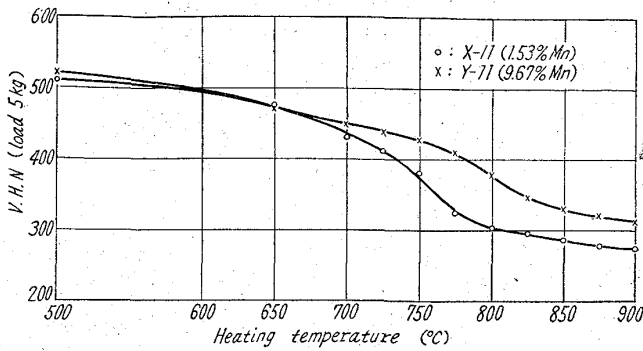


Fig. 3. Softening curves of X-11 and Y-11.

中で 1 h 加熱水冷して硬度測定を行ない、Mn が軟化におよぼす影響を検討した。その結果を Fig. 3 に示す。この図から凝固点の低い 10% Mn を含む合金の方が、凝固点の高い N-155 系合金よりもかえって軟化し難いことが知られる。このことは Mn 10% を含むこの系の合金が 700~800°C での使用に適していることを暗示している。

(4) 顕微鏡組織

X, Y 系列を数試料選び、鑄造試料は 1200°C, 1250°C, 1300°C に 1 時間加熱水冷して鑄造組織の消え方と Mn の影響について検討した。1300°C で 1 時間加熱しても X-11 (1.53% Mn) は鑄造組織がまだ残っているが、Y-11 (10.08% Mn) は完全に消えている。Y 系列の方が X 系列に比べ鑄造組織が消えやすいことは他の試料でも同様である。次に析出物が素地に固溶する温度の高低を、900°C × 64 時間加熱して時効析出させた鍛造試料について求めた。すなわちこれらの試料を 1000°C, 1100°C, 1200°C, 1300°C に 1 時間加熱水冷したところ、時効のままの組織は C, N がほぼ同じならば Y 系列のものが X 系列のものに比べて析出が多いにもかかわらず 1100°C, 1200°C と高温になるにしたがい、一般に Y 系列の方が析出物がより容易に溶け込む傾向が見られた。また 1200°C では X-332, Y-33 のいずれも結晶粒が粗大化するが、後者の方が粗大化の傾向が大きく、未溶解のものは少ない。1300°C になると Y-33 は酸化崩解するが、X-332 はそのようなことがなく、析出物はほとんど溶け込んでいる。以上の結果から Mn が増すと C, N の固溶度が増えることが推察される。

III. 結 言

N-155 合金中の Ni を Mn で置換えることにより鍛造性が向上するが、その原因を検討して次の結果を得た。

- C, N がほぼ同量ならば Mn の高いものは、
- 1. 変形抵抗が減少する
- 2. 凝固点が低下する
- 3. C, N の固溶度が低下し、拡散が容易となるため鑄造組織が消えやすくなる

しかし高 Mn 系合金は 900°C 以下の温度では軟化抵抗が大きく適量の C, N の添加により高クリープ強度

Table 1. Chemical composition of specimen. (wt%)

| C | Si | Mn | P | S | Cu | Ni | Cr | Sol. Al | N |
|------|------|------|-------|-------|------|------|------|---------|--------|
| 0.16 | 0.29 | 0.76 | 0.017 | 0.008 | 0.15 | 0.07 | 1.02 | 0.030 | 0.0108 |

の合金がえられる。

文 献

- 1) 依田, 吉田, 佐藤: 鉄と鋼, 46 (1960), 1419~1421.

669.15-199.56:620.186.8
6621.7.016.2

(94) オーステナイト結晶粒度におよぼす熱間加工時の加工温度と冷却速度の影響

(オーステナイト結晶粒度におよぼす熱間加工および熱処理の影響—II)

愛知製鋼

P.500 ~ 宮川 哲夫・小田 昭午

Effect of Hot-Working Temperature and Cooling Rate after Hot-Working on Austenite Grain Size.

(Effect of hot-working and heat treatment on austenite grain size—II)

Tetsuo MIYAGAWA and Shōgo ODA.

I. 緒 言

オーステナイト結晶粒度におよぼす熱間加工時の鍛圧比および加工温度の影響については、すでに報告したが¹⁾今回は加工温度とその後の冷却速度が結晶粒度におよぼす相互作用について実験を行なった。

II. 供 試 鋼

供試鋼は SCr 21 であり化学組成を Table 1 に示す。素材は 70mm φ の熱間圧延材である。

III. 実 験 要 領

素材を 1100~1200°C に約 1 h 加熱した後、それぞれ表面温度が 1000°C, 900°C および 800°C に達するまで空冷しその温度で鍛造を開始し 15mm 角まで鍛造した。これら 3 種類の温度で鍛造したそれぞれの鋼材を次の 5 種類の方法で冷却した。

1. わら灰中で常温に達するまで徐冷
2. わら灰中で 60 mn 徐冷した後空冷
3. わら灰中で 30 mn 徐冷した後空冷
4. わら灰中で 10 mn 徐冷した後空冷
5. 空冷

以上の条件で加工した鋼材のオーステナイト結晶粒の成長特性曲線を求めた。結晶粒の測定は 6 h 加熱の滲炭法により、加熱温度は 875°C, 925°C, 975°C および 1025°C を選んだ。その他の条件は前報に準じた。

鍛造の際、表面温度が 1000°C, 900°C および 800°C に達した時に鍛造を開始したが鍛造中に温度の変化があり加工終了温度は若干変化した。すなわち 900°C の場合は加工終了温度が約 910°C となり、800°C の場合は 850°C~870°C となつた。なお 1000°C の場合は鍛造を終了するまでほとんど温度の変化は認められなかつた。