

のものが 6~4 番, 17% 加工率のものが 6~5.5 番に粗大化し, 750°C 焼鈍ではいずれの場合も最大 5 番程度, 800°C 焼鈍でもほぼ同程度である。加工率 24% の場合は焼鈍温度の如何に拘らず 6 番以下, 32% 以上の加工率では最大 7 番程度であつた。E 鋼は D 鋼より幾分粗大化傾向は強く 650°C 焼鈍でも加工率の少い 7%, 11% では 20 h 焼鈍で 3.5~4.5 番程度になり, 700°C, 750°C 焼鈍では 7% 加工率のものは最大 2 番に 11% 加工率のものは 4 番程度になる。また加工率の高いものも 800°C 20 h の焼鈍で柱状晶が発達し 3~4 番になつていた。以上の母材部の結晶粒粗大化状況によれば全般的に低加工率のものほど粗大化傾向は大きいが焼鈍温度は比較的高く粗大化を起す時間が長くなり, 高加工率のものほど低温で短時間に粒の粗大化を起すが到達する結晶粒度は小さい。D 鋼の溶接部は 7% 加工率で 700°C 20 h 焼鈍で粒度 3 番位になるがそれ以下の焼鈍時間では全く粗大化せず他の温度でも 5 番以下である。加工率 11% のものは 700°C, 750°C 10mn の焼鈍で粒度 5 番に達しそれ以上長い焼鈍時間でも高々 4 番である。また 17% 加工率のものは最大 5 番以下, 加工率 24% では最大 5.5~6 番, 32% では最大 7 番 42% では全く粗大化は認められない。E 鋼の溶接部は 7% 加工率では焼鈍 700~750°C で 3~2 番となり 11% 加工率では同じ温度で 4~3 番となる。17% 加工率以上のものは D 鋼とほとんど同じ傾向を示すが母材部の場合と同じく高加工率の 32%, 42% のものが 750°C, 800°C の 20 h 焼鈍で柱状晶状に生長し 2 番程度まで粗大化していた。高加工率の E 鋼に発生した柱状晶状の拡散粒子の問題は本報で問題としている歪焼鈍による粗大化と区別して考えるべきものと思われるが次表に明らかなごとく加工率 11% 以下の場合には E 鋼が粗大化傾向が大きく 24% 以上ではわずかに逆の傾向が認められる。

IV. 結 言

さきに電縫鋼管の軟化について報告したが電縫機で受ける加工は解析が複雑なため, キルド鋼電縫鋼管を冷間引抜して焼鈍の際所要硬度をえてしかもフェライト粒度が十分細粒であるための基礎条件を検討した。本報の実験だけではフェライト粒度粗大化に関する管の履歴加熱雰囲気の影響等が明瞭にならないがこれらの影響も別途に考慮する必要があるため今後これらを含めて研究する積りである。

(49) 低合金鋼の高温強度について (III)

On the High Temperature Strength of Low Alloy Steels (III)

Y. Tanifuji, et alii.

神戸製鋼所研究部

工 土屋秀介・工 山本俊二・〇谷藤弥寿生

前回, 蒸気タービンローター素材として代表的な鋼種の製品残部より採取した試験材を実用強度に調質し 300 h のクリープおよびクリープ破断試験を行い, 実用鋼種中 Cr-Mo-V 鋼が最もよく, 1% Cr-Mo 鋼, Ni-Mo-V 鋼, Ni-Cr-Mo 鋼がこれにつき 2.5% Cr-Mo 鋼が最も弱い結果をえたがその際高温強度には V の効果が顕著であることを報告した。この V の効果をさらに確認することと, Ni の効果等につき吟味するため前回同様の鋼種の実験試料を溶製しさらに長時間の高温試験を行うとともに Ni-Cr-Mo 鋼製の実際製品より試験材を採取し熱処理条件による影響を検討試験した。今回はこれらの結果について報告する。

I. 供 試 材

供試材は Table 1 に示すごとく No. 1~11 の小型

Steel	Reduction	Annealing 10mn (°C)				Annealing 3h (°C)				
		650	700	750	800	600	650	700	750	800
D	7	no	no	no	no	no	no	no	no	no
E	//	//	//	//	//	//	5.5	3	3	5.5
D	11	//	5	5	6	//	5	5	5	5
E	//	//	4.5	4.5	5	//	5	4.5	4.5	5
D	17	//	5.5	5.5	5.5	//	5.5	5.5	5.5	5.5
E	//	7	6	5.5	5.5	//	6	5.5	5.5	6
D	24	7	6.5	6.5	6.5	//	6.5	6.5	6	6
E	//	7	7	7	7	7	7	7	6.5	6.5
D	32	7.5	7.5	7	7	8	7	7	7	7
E	//	8	8	8	8	8	8	8	7	7
D	42	no	no	8	8	no	8	8	8	8
E	//	//	//	no	no	//	no	no	no	no

Table 1. Chemical composition of specimens tested.

Sorts of steel	Mark	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V
Cr-Mo	1	•33	•24	•59	•024	•008	•14	1•20	•39	•010
	2	•35	•24	•57	•018	•011	•14	1•29	•39	•100
	3	•35	•17	•71	•020	•012	•15	1•29	•40	•186
Ni-Mo-V	5	•33	•26	•58	•018	•007	2•46	•51	•37	•011
	6	•32	•25	•58	•014	•007	2•45	•50	•40	•102
Ni-Cr-Mo	7	•34	•25	•58	•026	•007	1•83	•92	•39	•008
	8	•34	•23	•75	•019	•012	1•90	1•00	•40	•104
	11	•36	•26	•64	•020	•006	•88	1•19	•39	•015
Cr-Mo-V	9	•39	•25	•88	•022	•008	•17	1•25	1•33	•013
	10	•36	•22	•78	•020	•007	•15	1•22	1•32	•240
Ni-Cr-Mo	12	•33	•29	•60	•015	•010	•60	1•15	•40	—

試験材おがび No. 12 の大型試験材 (350mmφ) である。

No. 1~11 はいずれも Cr-Mo 鋼 Ni-Mo-V 鋼, Ni-Cr-Mo 鋼, Cr-Mo-V 鋼につき V の添加量を変化せしめたもので 100 KVA 塩基性高周波電気炉により熔製し 30mm 角に鍛伸後 850°C/2h 空冷, 680°C/4h 空冷の熱処理を行った。なお No. 9, No. 10 はそれぞれ 950°C/2h, 1000°C/2h 保持後空冷し 720°C/4h 焼戻空冷した。

## II. 常温強度

30mm 角で同一熱処理後の常温強度を比較すると V の添加により常温抗張力は増加するにもかかわらず衝撃転移曲線は低温側に移動することを認めた。ただ No. 10 においては焼入保持温度の影響もあり No. 9 とほとんど変らなかつた。

## III. 高温強度

平行部 6mmφ のクリープ破断試験片に加工し 500°C において適当な荷重を負荷し最長 1000h 程度で破断するよう考慮して実験し、負荷応力—破断時間、負荷応力—最小クリープ速度の関係を求め比較検討した。同一鋼種における V の効果を負荷応力—破断時間の関係で示すと Fig. 1 のごとくになりいずれの鋼種の場合も V の添加により良好となるのがわかり、クリープ破断強度に対する V の効果は非常に顕著である。なお No. 1, No. 7, No. 11 を比較検討することにより Ni-Cr-Mo 鋼における Ni の影響が明らかとなつたがこの場合にはクリープ破断強度にほとんど効果のないことが明らかになつた。

## IV. 実際製品に対する実験

350mmφ に荒削した No. 12 につき一方は 850°C より油焼入→620°C 焼戻, 他方は 850°C より空気焼入

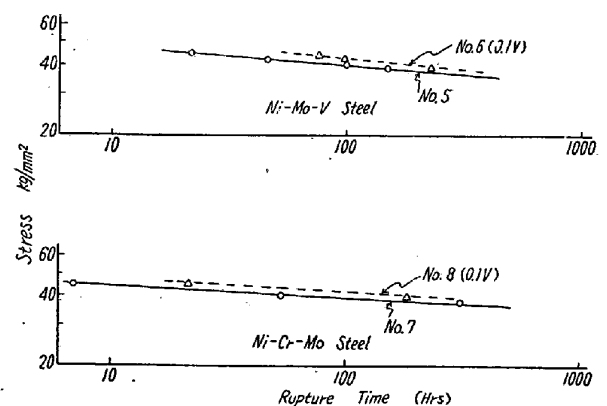


Fig. 1. Effect of V on the stress-rupture time relations.

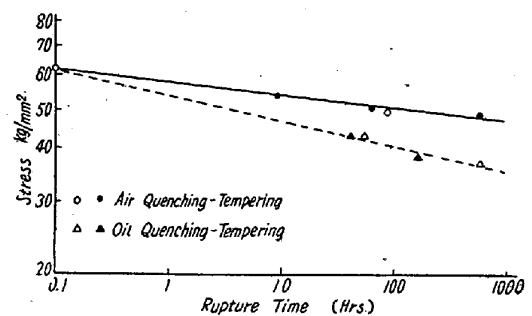


Fig. 2. Stress-rupture time curves of No. 12 specimen at 500°C.

→600°C 焼戻処理し常温抗張力を同一にした後それぞれより試験片を採取し常温ならびに高温強度を比較検討した。500°C におけるクリープ破断強度は Fig. 2 に示すごとくになり常温ならびに高温短時間引張強度が同一でも空気焼入材の方が油焼入材よりもクリープ破断強度の大きいことを確認し常温試験における靱性とは全く逆の結果の認められることを明らかにした。

## 結 言

蒸気タービンローターシャフト素材として用いられる

鋼種を実験材として小型高周波炉で熔製し、クリープ破断強度に対してはVが非常に有効であり、Ni の効果は余り認められないことおよび大型材を選んで現場的な調質を行い常温ならびに高温短時間引張強度が同一でも空気焼入材の方が油焼入材よりもクリープ破断強度が高く、常温試験における靱性と全く逆の結果となる。

**(50) TiO<sub>2</sub> を含有する鉍滓による微細化黒鉛鑄鉄に関する研究 (IX)**

S-H 鑄鉄の網目組織ならびに微小硬度の測定  
 Investigation on Cast Iron Having Fine Graphites Produced by Melting Cast Iron Covering with Slag Containing TiO<sub>2</sub> (IX)  
 (Investigation on the Net Structure and the Estimation of Micro-Hardness of S-H Cast Iron)

M. Tsuda, et alius.

京都大学教授 工博 沢村 宏  
 同化学研究所 ○津田 昌利

**I. 緒 言**

既報のごとく S-H 鑄鉄破面の特徴は金属的光沢のないどすぐろい色調と破面上に灰白色の境界線を有する網目模様があらわれていることである。この特徴は普通の黒鉛組織の鑄鉄とくらべて明らかに区別することができる。なお、この網目模様は単に破面において肉眼観察できるのみならず研磨面においても認めうるものである。この灰白色の網目模様の境界線を検鏡するとオーステナイト樹枝状晶の集団であることは第V報において少しくのべたのであるが本報告ではこの S-H 鑄鉄独自の網目組織に関してさらに追試した実験結果について報告する。なおまた S-H 鑄鉄を耐摩耗性が要求される、ある種の部門に実際に使用し優秀な特性を示した実施例があるのであるが、これの原因を網目組織と微小硬度を測定した実験結果から考察してみた。

**II. 実験試料**

S-H 鑄鉄の網目組織の判定ならびに微小硬度測定に用いた試料の成分は Table 1 に示すごとくである。なお Table 1 (省略会場で掲示) に示した S-H 鑄鉄試片の外に第III報でのべた鑄鉄浴の化学成分の影響に関する実験でえられた試片のうち完全あるいはほとんど完全に近い

S-H 鑄鉄試片約 100 種類を選んで本実験においても用いた (試片の成分, 第III報参照)。

**III. 実験方法および結果**

(1) 網目組織について

S-H 鑄鉄破面にあらわれる網目模様の代表例は Photo. 1 に示すごとくである。この灰白色の網目模様の境

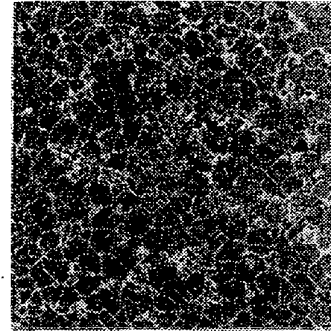
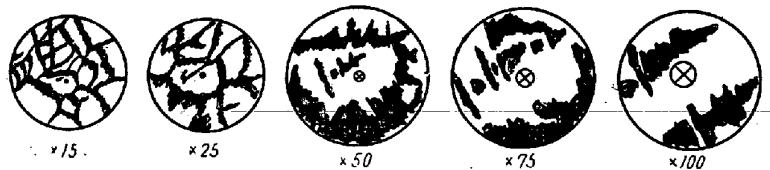


Photo. 1. ×2.5(2/3)

The net structure on the fracture of S-H cast iron.

界線がいかなる組織であるかを判定するために、S-H 鑄鉄試片を普通の検鏡試片製作に準じてエメリー紙 No. 04 まで研磨しつぎに研磨用酸化鉄微粉末を用いてフランネル仕上げ研磨を入念に行つた。この研磨面においても上記の境界線は明らかに肉眼観察され境界線は凸になり網目の部分は凹になつてゐる。そこで S-H 鑄鉄 G-2 を上記のように研磨し金属顕微鏡でオーステナイト樹枝状晶の白い島の部分を約 100 倍で確認した後、この島の任意の 1 点に針の尖端で目印を刻んだ。顕微鏡下、この目印を視野の中心において 1 連の樹枝状晶の集団に注目しながら倍率を×100, ×75, ×50, ×25 および×15 へと順次小さくあいは逆に順次大きくしてゆけば網目模様の境界線はオーステナイト樹枝状晶の集団であることが認められる。上記の各倍率で撮影した写真(省略)の上に紙片を重ね樹枝状晶の部分を墨書で追跡しつつ描いてゆくと Fig. 1 がえられた。この図から明らかに網目模様が作製されていることがわかる。この網目の発生は第V報でのべたごとく鑄造されたの湯凝固冷却速度と密接な関係を有している。

前述の S-H 鑄鉄試片面の凹凸の存在およびその程度



⊗: Point marked with a needle (2/3)

Fig. 1. The net structure of the surface of S-H cast iron specimen.