

621. 777. 07: 669. 14-134: 620. 192. 46: 539. 93

鍛鋼焼入れロールの早期破壊現象についての考察*

阪部 喜代三**

Some Consideration on the Premature Failure of Fully Hardened Roll

Kiyozo SAKABE

Synopsis:

Four high cold strip mill work rolls are fully hardened forged steel rolls which are made of high carbon chromium steel with an ordinary composition of 0.8—1.15 percent carbon and 0.8—2.6 percent chromium, subjected to water quenching and low temperature-stress relief at 100—250°C. They have residual stresses caused by the above mentioned heat treatment, so they are very liable to have troubles in rolling operations.

Major troubles occurring in the early period of the life of these rolls are fracture taking with time lag after quenching in storage and fatigue fracture originating at the center bore surface in rolling operation. These troubles are, it seems, ascribable to their manufacturing conditions. However, as the occurrence of these fractures is not so frequent, the differences in properties between fractured rolls and sound rolls have not been clarified yet. Common understanding was that delayed fracture would most likely be the result of quench cracking due to heavy residual stresses developed during the quenching process of the roll, while the fatigue fracture might be caused by defects existing in the vicinity of the bore.

A study on the manufacturing processes, properties and residual stresses of the roll has produced the following result which conflicts with the conventional understanding.

1) The phenomenon of a fracture occurring in the roll with time lag after quenching is a delayed failure caused by the hydrogen in the material under the influence of tensile residual stresses. It is not a simple quench cracking. And the occurrence of the fracture is very frequent in the winter time. This is not because the temperature was low, but because fractured rolls which had been cast in summer when humidity was high and hydrogen content in molten steel was increased accordingly, were subjected to quenching treatment in cold winter.

The delayed failure is likely to happen in a roll whose steel contains 3.5 ppm or more of hydrogen at tapping.

Some rolls of this steel may incur fracture, but others do not, possibly because of nonuniform distribution of hydrogen, excessive segregation and varied situation of micro defects from which fracture may originate.

2) Fatigue fracture at bore takes place even if there is no defect. The cause of fracture is that fatigue strength is lowered by tensile residual stress acting as a mean stress against working stress in rolling operation. And it is inferred that tensile residual stress at bore is caused through insufficient cooling in bore under quenching treatment.

(Received 28 1966 Sept.)

1. 緒 言

冷間圧延帯鋼の生産増加に従つて、圧延時に使用される圧延ロールの消費量も増加傾向を示しているが、ロール特性のいかんは帯鋼の品質、価格にも少なからず作用するため深い関心が寄せられるに至っている。これらのロールは圧延作業のさいの大きな圧延圧力に耐え、かつ摩耗に対する抵抗性が要求されるが、4段冷間圧延機用作動ロールとしては、ロール使用前の表面硬度、すなわち初硬度としてショア硬度 Hs 95 以上を有し、表面より 12.5 mm 研削使用後においても Hs 88 以上の硬度が保たれることがロール仕様として一般に規定される。

このため、0.8~1.15%C, 0.8~2.6%Cr 程度の高炭素クロム鋼製の鍛鋼ロールを水焼入れし、100~250°C 程度の低温焼戻、応力除去焼鈍を施した状態のものが用いられる。したがって、このようなロールの内部にはきわめて大きな熱処理応力が残留せしめられているため、圧延時の使用に際して諸種の事故が誘発せしめられることが多い。この種のロールに発生する事故中、早期にロール寿命を左右するものとして、ロール保管中に発生する

* 昭和39年10月、昭和40年10月 本会講演大会にて発表

昭和41年9月28日受付

** (株)日本製鋼所

置き割れ、圧延作業中に発生するロール中心孔壁よりの疲労破壊および絞り込みによるロール表面硬化層のチルはげをあげうる。このうち、絞り込みによるロールの損傷はおもに圧延操作によつて発生頻度が左右せしめられるものであるのに反して、前二者はロールの製造条件に起因するものとされ、かつ、ロールの保管中、あるいは使用初期に発生する破壊現象である点、特異な現象とみなされている。

このような鍛鋼焼入れロールの早期破壊の発生頻度は必ずしも高いものではないため、破壊を発生するロールと破壊を発生しない正常なロール間の特性差についても明確に把握しえぬまま、置き割れに対しては、ロールの焼入れ時に発生する過大な残留応力による焼割れであるとみなされ、また、ロールの中心孔より発生する疲労破壊に対しては中心孔近傍に存在する欠陥によるものと一般に考えられてきた。筆者はロールの製造記録の検討、破壊ロールについての調査および残留応力の実測の結果から考察して、前者は負荷応力下における材料中の水素によつて誘発される一種の脆性破壊一遅れ破壊の現象であつて、単純な焼割れと異なること、また後者についてはロールの焼き入れ方法の不適切から、中心孔部分に発生した引張残留応力が圧延作業中の作用応力に平均応力として働き、中心孔部の疲労強度を低下せしめることによるもので、必ずしも内部欠陥の存在が破壊の主因ではないとの結論を得るに至つた。

これらの鍛鋼焼入れロールの早期破壊の因子、ないしは破壊過程は、上述のごとく、従来から考えられていたものと相異なるが、本報告において、かかる結論を得るに至つた過程を述べることにする。

2. 鍛鋼焼入れロールの置き割れについて

2.1 鍛鋼焼入れロールの置き割れの発生状況



Photo. 1. Typical brittle fracture of hardened roll.

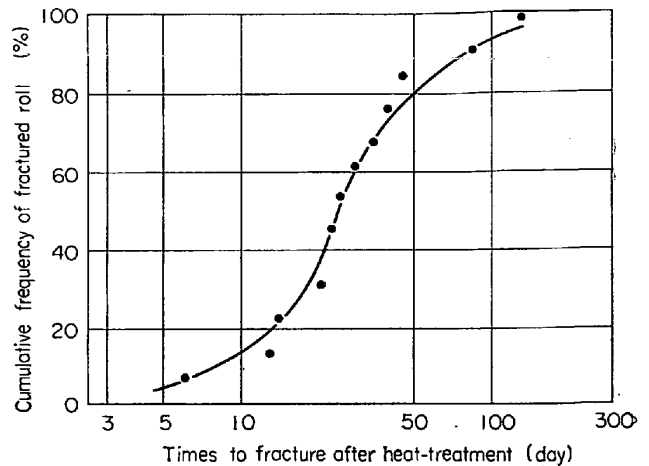


Fig. 1. Relationship between frequency of the fracture and times to fracture after heat treatment.

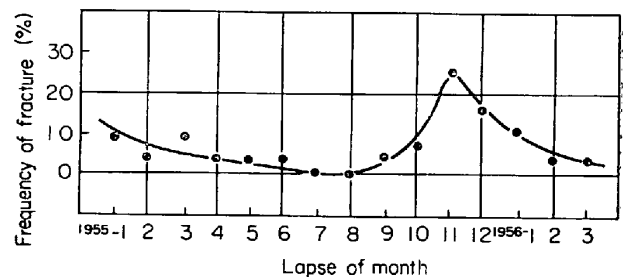


Fig. 2. Seasonal variation of frequency of fracture of the rolls.

鍛鋼焼入れロールの置き割れは、ロールの製造工場における最終の熱処理工程を終えてから、ある時間を経過した後のロール表面の研削などの機械加工の工程や圧延工場におけるロールの保管中、または圧延作業のロール使用の初期に発生するが、ロールの製造工程中や破壊前後のロールについての各種の試験、検査によつてはなんらの異常も検出されない。また、この置き割れは爆発的、突発的に発生し、破壊時期を予知することもできない。

通常の場合、置き割れによつて、ロールは Photo. 1 のごとく数片に分断、飛散するため、ロール以外の設備、人員に与える損害も大きく、鍛鋼焼入れロールに発生する事故中、最も危険な破壊現象とみなされている。

置き割れは、製造工場であつた同一の製造工程によつたロール群のものでも不特定に発生するが、熱処理終了時から割れ発生までの経過時間に対して割れ発生の累積頻度を示すと Fig. 1 のごと

き分布を示し、熱処理後10~50日の間に置き割れの発生すべきもののおおよそ80%が破壊する。その反面、置き割れ発生の危険を完全に回避するためには、熱処理完了後200日余りの長期間、保管監視することが必要なことを表わす。また、年間を通じての置き割れの発生状況を示すと Fig. 2 のごとく、置き割れの発生は7、8月の夏期においては皆無であるが、しだいに割れ発生の頻度を増加し、冬期の11月において最大値を示した後、ふたたび暫減の傾向をたどる。したがって、置き割れの発生の危険性は、明らかに11月~1月の冬期、すなわち寒冷期に最も高いといえるものである。

焼入れ鋼の焼割れの現象については BÜLER¹⁾、磯村²⁾を始め多くの研究が実施され、焼割れによる複雑な現象も残留応力の見地から、ほぼ解明されるようになったといえる³⁾。しかし、熱処理中、あるいは熱処理直後に発生する焼割れと、熱処理完了後、かなりの時間を経過してから発生する割れ—すなわち、鍛鋼焼入れロールの置き割れのごときものについては明確に分類されておらず、いずれも過大な残留応力とその分布状態のいかに起因するものと考えられている。

置き割れ発生ロール破断面をPhoto. 2 に示したが、破壊の発生起点はロール断面の肉厚の中央部に存在する。この部分には、少なくとも肉眼で検出されるような非金属介在物その他の材料欠陥は1、2の例外を除いて認められぬが、Fig. 3 に示すごとく、Sachs の穿孔法によつたロール断面の

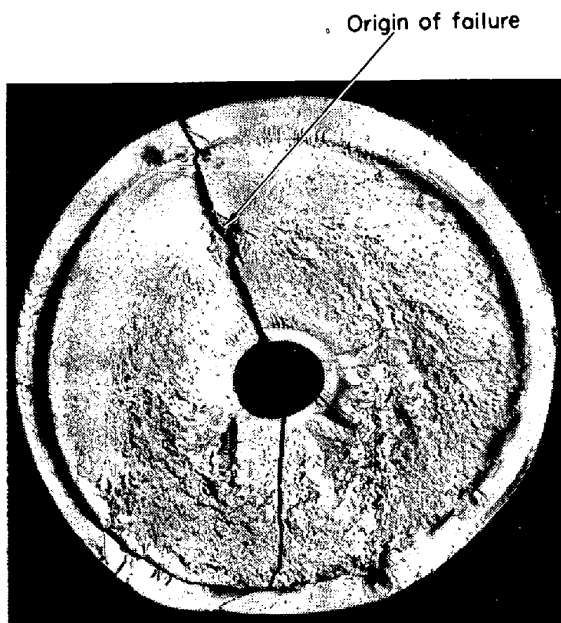


Photo. 2. Typical transversal fracture of failed roll.

残留応力の代表的分布状態からしても明らかのように、最も大きな引張残留応力が存在する部分に相当する。したがって、鍛鋼焼入れロールに発生する置き割れ現象に対して、残留応力が寄与していることは間違いのない事実と考えられるが、Photo. 1のごとき熱処理完了後より割れ発生に至るまでのきわめて大きな時間的な遅れに対して十分な説明の手がかりは求めえない。

2-2 鍛鋼焼入れロールの製造方法と一般的特性

鍛鋼焼入れロールの置き割れ現象は外力の作用せざる状態でも発生することから、破壊の過程のいかにかわららず、破壊の要因はロール製造中に胚胎せられたものであることはいなめない。したがって、破壊因子あるいは破壊過程の検討に先立ち、ロールの製造方法およびその一般的特性について明らかにしておく必要がある。

なお本報告の試験および調査の対象とせるロールは、Table 1のごとき共析クロム鋼製で胴径 405~460 mm、

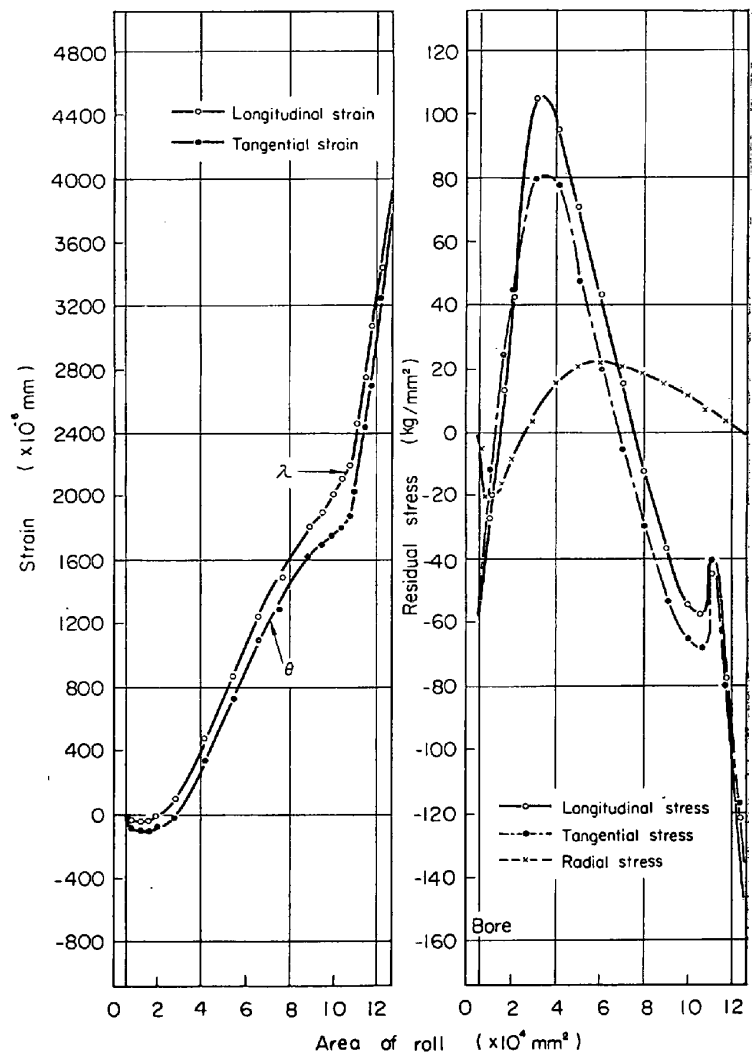


Fig. 3. Distribution of residual stresses in typical hardened roll.

Table 1. Range of chemical compositions of the hardened rolls (wt%).

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V
0.85 /0.95	0.2 /0.4	0.2 /0.4	0.5*	1.7 /2.1	0.20 /0.40	0.10*

* optional addition

中心孔径 75 mm の鍛鋼焼入れロールで、完成時の表面硬度はショア硬度 92~95 の範囲にある。また製造時期は昭和 30 年 1 月より昭和 31 年 4 月に至る間に製造された 392 本についてであるが、この期間を選定したのは置き割れの発生頻度が比較的高かつたことと、この期間中の各製造工程の製造作業基準に改変が行なわれず、ロールの置き割れの発生因子の追求が容易であると考えられたことによる。しかし、置き割れの発生頻度は上記調査総数に対してわずか 6% に過ぎぬものである。

ロールの製造工程は次のとおりである。

溶解(酸性平炉)一造塊一鍛造一球状化焼鈍一

粗削(含中心孔加工)一熱処理(水焼入れ、

低温焼戻)一研磨、機械加工一完成、出荷

これらの各工程間には、非破壊検査を含む諸検査が実施され、内部欠陥の存在が検出されたものは、焼入れ前にすべて廃棄される。また、全工程の所要日数はおおよそ 100 日である。各工程とも一定の製造基準によつて処理されるが、特に造塊後の鍛造、焼鈍、焼入れなどの熱履歴は、完成ロールの硬度、組織、硬化深度などのロール特性に作用するため、ロール間の変動についてはほとんど考える必要のない程度に規制される。Fig. 4 はロールの熱履歴線図を示すが、焼入れ後の組織は、桑原⁴⁾、安藤⁵⁾らがロールの圧延性能の点から指摘するように、マルテンサイト基地中に直径 0.5~3 μ 程度の残留炭化物が面

積比で 3~5% 程度均一分布せしめると同時に、残留オーステナイトの極力少ないものが要求されるため、Fig. 4 の球状化焼鈍によつて直径 2~5 μ の球状化組織とした後、850°C \pm 10°C の温度に急速加熱後 30~50 min 保持し、水焼入れを実施する。炭化物の固溶速度は、川口⁶⁾によつて Arrhenius の拡散式を満足せしめることが知られているが、焼入れ温度の低い場合には基地への炭化物固溶量が小さく十分な焼入れ硬度、硬化深度が得られず、逆に焼入れ温度が高い場合には炭化物の基地への固溶量が大きくなり、残留オーステナイトが急増する。したがつて、冷間圧延ロールとして適切な硬度、組織を得るためには、ロール材の化学成分、焼入れ前の球状化炭化物の大きさが定まれば、焼入れ温度は必然的に狭い範囲に規制することが必要となり、また、このことが焼入れ後のロール間の特性差を生ぜしめぬ理由ともなる。焼入れ後は、顕著な硬度低下をきたさぬ温度範囲の 140~150°C に 24hr 程度の応力除去焼鈍一焼戻が実施される。

このような製造工程によつて製造されたロール断面の残留応力分布および硬度分布は、すでに示した Fig. 3 の測定結果のとおりで、ロール表面および中心孔部に圧縮応力を示し、置き割れに關与するとみなされる引張応力はロール断面の肉厚の中央部に発生し、おおよそ 80~100 kg/mm² の値を示す。ロール表面の焼入れ硬化層一マルテンサイト層の厚さはおおよそ 12 mm、それより 50 mm 程度のベイナイト層を経て、ロール内部は焼入れ前と変わらない球状パーライト組織となる。ロール表面の焼入れ硬化層の代表的組織を Photo. 3 に示すが、ポイントカウンティング法によつて測定された残留炭化物、オーステナイト量は Table 2 のごとく、3~5% 程度のものである。

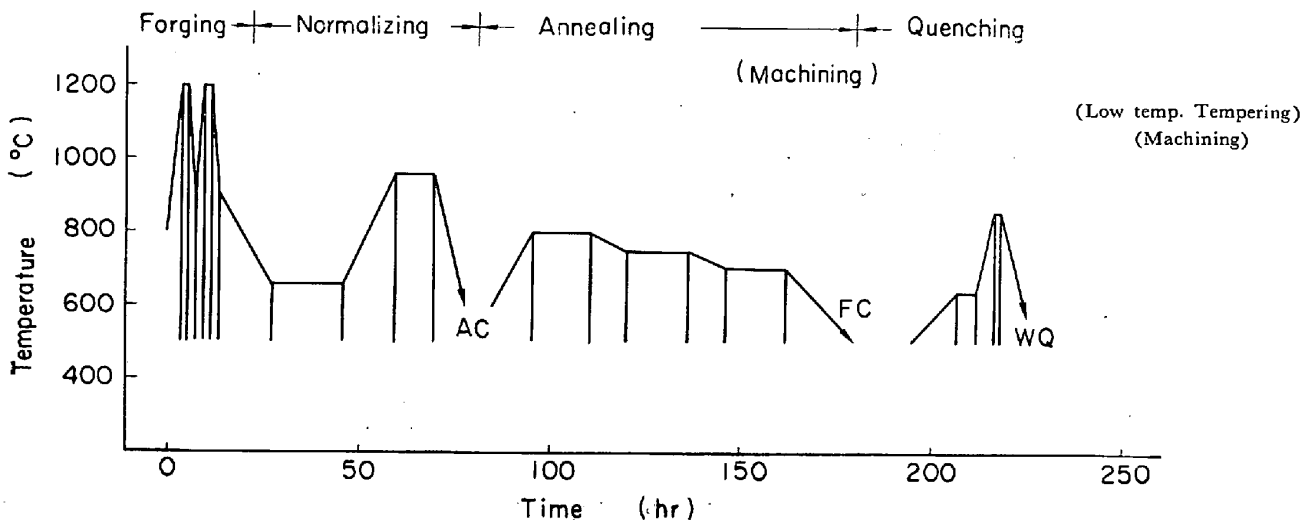


Fig. 4. Representative heat cycle in manufacturing of the rolls.

Table 2. Amount of residual carbide and austenite in hardened layer at 5 mm depth from the roll surface.

Roll No.	Barrel dia. mm	Chemical composition %			Quenching temp. °C	Tempering temp. °C	Residual carbide %	Residual austenite %
		C	Cr	Mo				
177	420	0.81	1.76	0.20	850	150	4.1	3.5
181	405	0.88	1.70	—	845	150	2.9	3.2
189	546	0.79	1.85	0.28	855	150	3.8	3.4

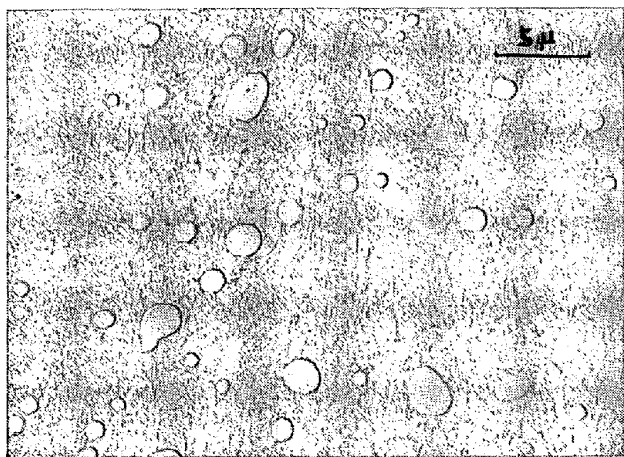


Photo. 3. Typical micro-structure of hardened layer in roll.

なお、Fig. 3の鍛鋼焼入れロール断面の残留応力の分布形態は、変態応力型というより熱応力型のものであるが、直径75mm、断面積比にして2~3%程度の中心孔をうがち、焼入れにさいしては中心孔内を強制冷却する。いわゆる pre-bore quenching⁷⁾を採用している。すなわち、中心孔をうがけぬ実体、あるいは中心孔をうがつても中心孔径が小さい場合は、中心部、あるいは中心孔部に大きな引張応力が発生することによる焼割れを回避するための手段である。広根⁸⁾、TREPPSHUH⁹⁾あるいは下田¹⁰⁾によれば、焼入れによつて生ずる残留応力は、材料の熱伝導度、冷却にさいしての熱収縮特性、塑性域から弾性化する温度条件、および冷却速度がわかれば定量化することが可能なことが知られている。このことは鍛鋼焼入れロールのごとく、鋼種、焼入れ前の組織、加熱および焼入れ法が一定であれば、焼入れ後に発生するロール内の残留応力の大きさ、分布形態が一定することを意味する。

2.3 置き割れの発生因子に対する検討

(従来の諸説に対する考察)

置き割れの発生原因として、SYKES¹¹⁾あるいはJONE¹²⁾らはロールの置き割れがFig. 2のようにみかけ上、冬期に集中して発生するため、気温変動によつて派生する付加熱応力を含め過大な残留応力によるものとしている。

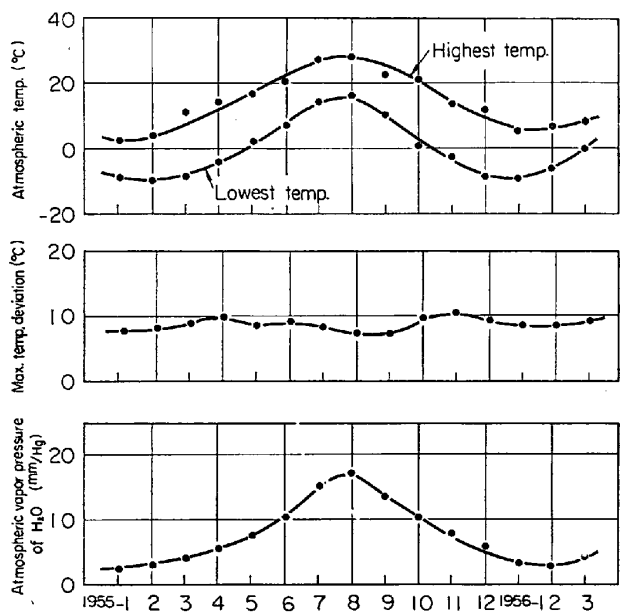


Fig. 5. Seasonal variation of atmospheric temperature and humidity at Muroran district.

したがつてロールの保管、貯蔵にさいしても気温変動を与えぬような留意、たとえば、寒冷期の保管には保温すべきこと、あるいは10°C以下の温度にすることはならないことなどを要求している。また川口ら¹³⁾は、ロール焼入れ後の焼入れ硬化層に含まれる残留オーステナイトの経時的な分解によつて付加される残留応力の増加に破壊の原因を求めようとしたが、いずれも破壊の現象について十分な観察の結果に基づいたものとはいえないので、これらが置き割れの原因となり得るか否かを検討することにしよう。

今、Fig. 2のごとく冬期に置き割れの発生が集中する原因が、気温変動による付加熱応力によるものとすれば夏期および冬期における気温変動に較差が認められねばならないが、調査対象ロールの製造期間中の最高気温と最低気温および日間気温の最大較差を各月ごとに示すとFig. 5のごとき記録が得られる。すなわち、年間気温は-9°Cから+29°Cまで変動するが、年間を通じての日間気温の最大較差はおおよそ8°C前後でほぼ一定であることがわかる。換言するならば、気温変動による付加

Table 3. Chemical composition and mechanical property of the roll used in ductile-brittle transition temperature and stress rupture test.

Roll No.	Barrel dia. mm	Surface hardness Hs	Chemical composition %				Mechanical property *			
			C	Cr	Mo	V	Yield str.	Tensile str.	Elongation	Contraction
1188	546	98	0.79	1.85	0.28	—	51.1 kg/mm ²	83.4 kg/mm ²	18.8%	43.0%

* Nt. Mid-radius of the roll.

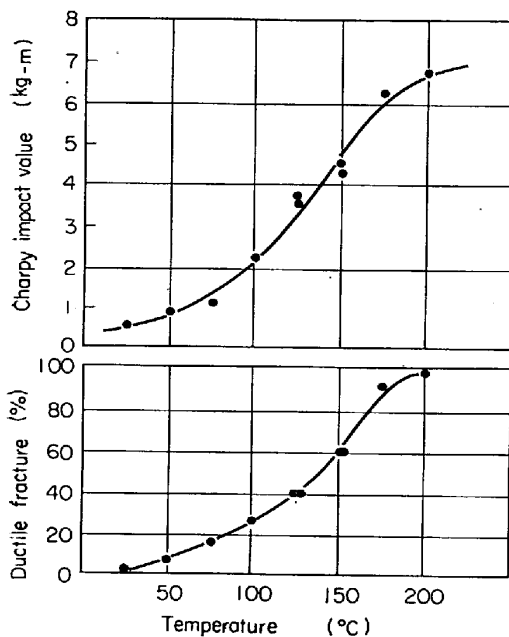


Fig. 6. Vee-notch Charpy transition temperature curves for the material of midradius of the hardened roll.

的な熱応力がロールに作用したとしても、その熱応力は年間を通じて近似的に一定であるとみなされるため、冬期に置き割れが集中発生する原因とはなりえぬことを示すものと考えられる。

さらに既存の残留応力に付加するような熱応力を考慮するならば、圧延作業の開始に当たつてウォミングアップ、すなわち圧延作業の開始の初期におけるロールの過度的な温度上昇によつて生ずる変形を定常に保つため作業の開始に当たつてロールを 10~20 min 間空転せしめ、ロール間の接触熱によつて 50°C 程度までロール温度を上昇せしめる操作が行なわれるが、気温変動による熱応力よりは、この作業の過程において発生する熱応力のほうが著しく大きいから、付加応力が置き割れの原因であるならば、この作業中に破壊発生頻度が高められねばならないのに反して、かかる事実は認められない。したがつて、ロールの保管、貯蔵中あるいは圧延作業中に生ずると考えられる程度の付加熱応力を置き割れの原因として破壊機構を説明することは困難と考えられる。

なお、ここで留意すべきことは、材料の温度低下にしたがつて一般に脆性破壊の感受性が増加するとされており、かかる点で冬期に置き割れの発生が誘引されるおそれもあるが、Table 3 のごとき鍛鋼焼入れロールの断面肉厚中央部より採取した試験片について、シャルピー衝撃試験によつて遷移温度を求めた結果では Fig. 6 のように靱性から脆性破壊への遷移点はおおよそ 130°C 付近にあり、30~40°C 以下では完全な脆性破壊を生ずることを示した。これより年間気温の変動内では、脆性破壊の感受性に差異があるとは認め難く、季別による置き割れの発生頻度の相異に対してなんらの説明も求めえない。

焼入れロールの置き割れの今一つの原因とみなされているものは、残留オーステナイトの経時的な分解による付加応力の作用であるが、残留オーステナイトが存在する焼入れ硬化層はすでに述べたごとく、ロール表面より深さ約 12 mm の層に限定される。この層はロール断面積に対しておおよそ 15% に過ぎぬことと、存在する残留オーステナイト量は Table 2 から明らかなようにわずかに 3~4% 程度であることからして、残留オーステナイトが常温においてマルテンサイトへ完全に分解するものとして、計算によつて求めても付加応力は小さい。さらに、今井ら¹⁴⁾は鍛鋼焼入れロールの熱処理に関連した研究において、残留応力の大小、焼割れの発生頻度は焼入れのさいのオーステナイトからマルテンサイト変態におけるマルテンサイトの量よりもマルテンサイト変態の進行速度によること、および深冷処理などによつて残留オーステナイトに分解しても既存の残留応力にほとんど作用しないことを明らかにしている。さらに鍛鋼焼入れロールと同種の軸受鋼の残留応力の分解について行なつた COHEN ら¹⁵⁾の研究においては、焼入れ後 20~260°C の各温度で焼戻し後、室温時効による残留オーステナイトの分解の進行過程を追求しているが、150°C 前後の温度で焼戻し処理を実施した場合、残留オーステナイトの経時的分解はほとんど生じないことを明らかにしている。鍛鋼焼入れロールの焼入れ硬化層に存在する残留オーステナイト量は 3~4% の僅少量にとどまるこ

Table 4. Hydrogen contents at tapping. Numbers of fractured rolls and expected defectives of each heat.

Heat number	576	5109	5129	5131	5160	5177	5205	5236	632
H ₂ content (ppm)	2.2	3.1	2.9	2.7	3.1	3.6	2.9	5.61	3.52
Total number of rolls	2	7	6	12	1	9	10	12	2
Normals	2	7	5	11	1	4	8	6	2
Defectives	0	0	1	1	0	5	2	5	0
Fraction defective (%)	0	0	16.7	8.3	0	55.6	20.6	41.7	0
Expective value of normals	1.53	5.37	4.60	9.22	0.76	6.90	7.66	8.36	1.53
Expective value of defectives	0.47	1.58	1.40	2.80	0.24	2.10	2.34	2.58	0.47

と、焼入れ後 150°C の低温応力除去焼鈍一焼戻し処理が施されている点から、たとえ若干の残留オーステナイトの分解が発生したと仮定しても、分解に伴う付加残留応力は小さなものとみなされるから、残留オーステナイトの分解による付加応力がロール置き割れの原因であるとするのは困難である。

したがって上記の諸点から鍛鋼焼入れロールの置き割れの発生原因として従来から考えられていた因子では、置き割れによる破壊の過程を十分に説明しうるものでないといえよう。

2.4 置き割れの発生因子についての検討

(水素による遅れ破壊についての検討)

前述のごとく鍛鋼焼入れロールに発生する置き割れの破壊原因は、ロールの内部欠陥、組織、残留応力などの鍛造、焼鈍、焼入れを含む熱処理の製造工程から生ずるものに求めることは困難である。したがって、置き割れの発生因子を残された製造工程、すなわち製鋼作業の工程に求めざるをえない。製鋼作業は高温における操作であるため、ロールの製造工程中最も不確定な要素を含む。製鋼上、一般に問題にされるのは出鋼時ないしは造塊時の溶鋼中に含まれる非金属介在物と各種のガス体と思われるが、非金属介在物やガス体のうち、窒素および酸素は焼入れ完了後の材料内においては不動態化しているとみなされるため、ロール保管、貯蔵中に自然発生するとき置き割れ現象に対して直接的な破壊原因とはなりえない。残された原因として、水素ガスの存在に求めねばならないものと考えられる。

このような観点から、出鋼直前の水素分析値と置き割れ発生ロールとの関係を整理すると Table 4のごとくなる。なお、調査対象ロールの全溶解についての水素分析は実施されておらぬため、Table 4は、製鋼一出鋼過程において水素分析が実施され、履歴の明確なもののみを整理したものであるが、無作意抽出によつたものとみなしてさしつかえないものである。Table 4について厳密な統計計算を実施するに

は試料数が不足であるが、Fisher の直接確率計算の方法を用いて、置き割れ発生ロール数と溶解間の相関を検定すると明らかに有意であつて、割れの発生および割れの発生しないロールが得られる期待値から検討すると、9溶解の中、溶解番号5177、5236の2溶解が、他の溶解よりも置き割れの発生頻度が高いといえる。また、この2溶解の水素量が他の溶解の水素量よりも高い点から、置き割れの現象は水素量が高いものに発生しやすく、出鋼直前の水素量が 3.5ppmを越す溶解のロールは置き割れの危険性が高いといえる。

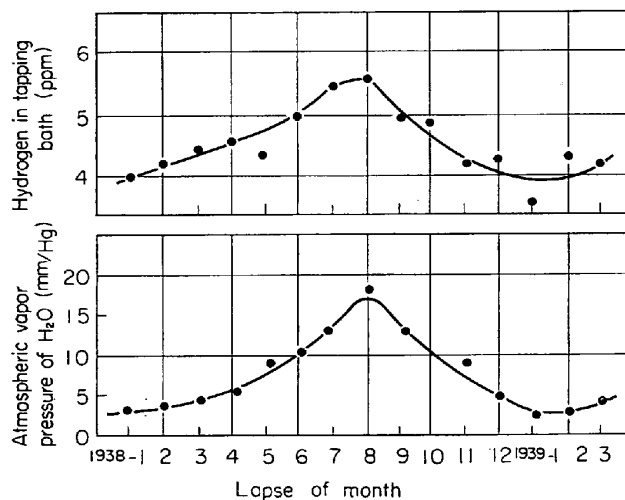


Fig. 7. Variations of mean values of hydrogen content in molten steel at tapping and average partial pressure of water vapor in atmosphere during a month. (S. KOBAYASHI)



Fig. 8. Relation between frequency of fractures and melting period of the rolls.

上記のごとく、出鋼時の水素量の高いことが置き割れの発生原因と想定されるにしても、鍛鋼焼入れロールの置き割れが冬期に集中発生すること、同一溶解のロールにおいても置き割れを発生するものと、しからざるものが存在することなどともに、破壊の過程が明確にされねば、置き割れがロール中に包含される水素による現象であるとは断言しえぬであろう。

したがって、これらのことについて考察を加えることとした。

1) 置き割れ現象の季節依存性

製鋼時の溶鋼の水素含有量は、大気湿度によつて大きく左右されるため、季節によつて変動することが知られており、小林⁶⁾、沢⁷⁾あるいは松浦ら⁸⁾の多くの測定結果から Fig. 7 のごとき傾向をたどることが明らかにされている。Fig. 7 は小林による測定結果であるが、Fig. 5 の調査対象ロールの製造時の月間湿度と対比すると、年間を通じての湿度の増減傾向はほぼ同一であるから、溶鋼中に含まれる水素の絶対量に相異はあつても、含有水素量の増減傾向は同一傾向を示すと判断してさしつかえないであろう。

このようなことから、置き割れ発生ロールを置き割れ発生月別でなく、製鋼月別に再整理すると、Fig. 8 のごとき7月～9月の夏期に溶解せるロールの置き割れの発生頻度が著しく高く、逆に11月～3月の冬期の乾燥季に溶解せるもののロールでは置き割れを発生するものはほとんど皆無に等しいといえる。すなわち Fig. 2 のように冬期に置き割れ発生が集中するのは、前述のようにロール製造所要日数がおおよそ100日であり、溶解後、焼入れまでにおおよそ3カ月を要するため、夏期に溶解された水素含有量が高いロールが冬期に焼入れの工程に入ることとなり、この間の時間差がみかけ上の現象として

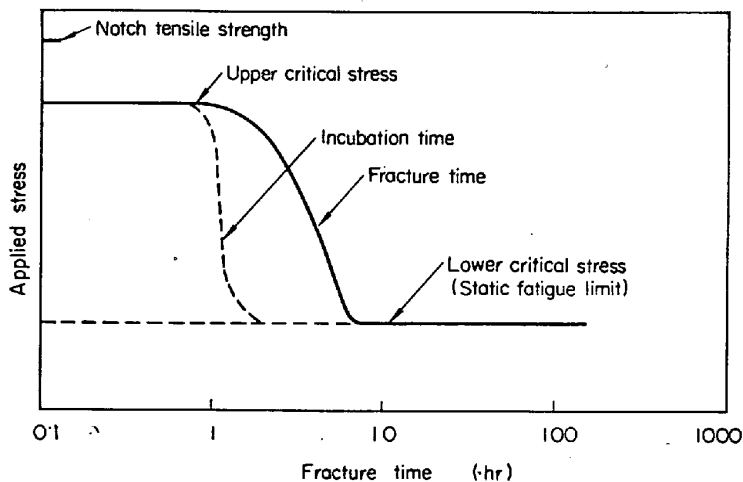


Fig. 9. Schematic representation of failure characteristics of a hydrogenated steel.

現われたものと理解できよう。

すなわち、ロール間に差異のない一定の残留応力の存在のもとでも、水素量のいかんによつて生ずる遅れ破壊とみなすことに対して矛盾は生じないことになる。なお、置き割れの発生が9月より11月にかけて急速に増加した後、暫減傾向をたどり、正規分布の形をとらぬのは Fig. 2 より置き割れの発生すべきロールの過半が、焼入れ後20～30日間で破壊した後は、残存の置き割れを発生すべきロールの破壊に至る時間が著しく延長される事実から理解できよう。

2) 置き割れの破壊過程—水素による遅れ破壊

前述のように鍛鋼焼入れロール置き割れは、材料中に吸蔵された水素に起因すると見なされるものであるが、水素による脆性破壊現象としては遅れ破壊が考えられる。遅れ破壊の現象は、水素を包含せる材料に静的な応力が負荷された場合、Fig. 9のごとく材料に特有な応力範囲で時間の経過とともに破壊する現象で、亀裂発生、潜伏期、亀裂の生長期を経て破壊に至るとされている。鉄鋼材料の水素による遅れ破壊現象の研究の歴史は比較的浅いものであるが、Troianoら⁹⁾の研究によれば、この破壊に至る時間的な遅れは、材料の性質、吸蔵されている水素量、負荷応力によつて異なり、さらに遅れ破壊の感受性は組織によつても相異し、一般に焼入れ組織、焼入れ焼戻し組織、焼鈍組織の順に低下するとされている。また、焼鈍組織では破壊を発生する場合は少ないとされている。

鍛鋼焼入れロールの場合、置き割れの発生起点はロール断面の肉厚の中央部であつて、80～100 kg/mm²程度の引張残留応力が作用しているが、この部分の組織は、球状パーライト組織であるから、遅れ破壊の感受性は著しく低いとみなさねばならないものである。

鍛鋼焼入れロールの置き割れが、残留応力の存在のもとで、吸蔵された水素による遅れ破壊であるとの仮定を満たすためには、ロール材が遅れ破壊を容易に発生しうる特性のものでなければならない。

このため、Table 3の代表的鍛鋼焼入れロールの胴部断面の肉厚中心部より採取した試片について、Troianoの方法によつて遅れ破壊の発生の感受性を検討した。ロールより採取した試片は Photo. 4のごとき組織のものであるが、Fig. 10のようなV型環状切欠き付引張試片として、7% H₂SO₄溶液中で電解添加によつて、水素吸蔵量をそれぞれ3.6 ppm、7.4 ppmとしたものを用いた。なお、電解条件と吸蔵水素

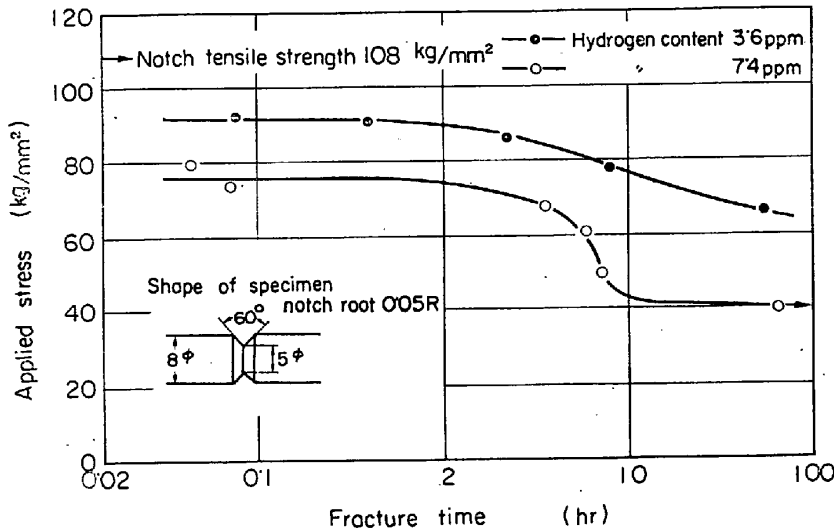
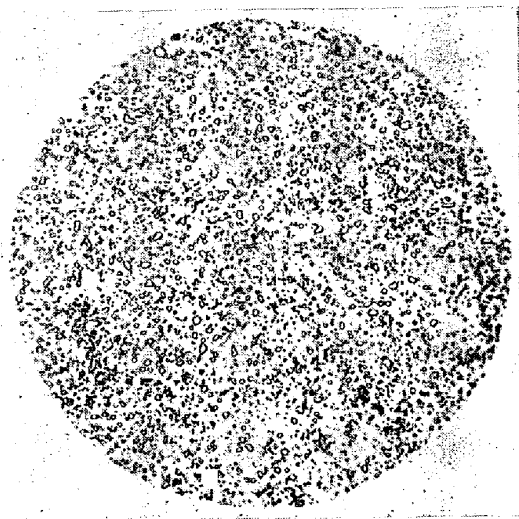


Fig. 10. Stress rupture test on the hydrogenated mid-radius material of the roll.



×400

Photo. 4. Micro-structure of the specimen for stress rupture test.

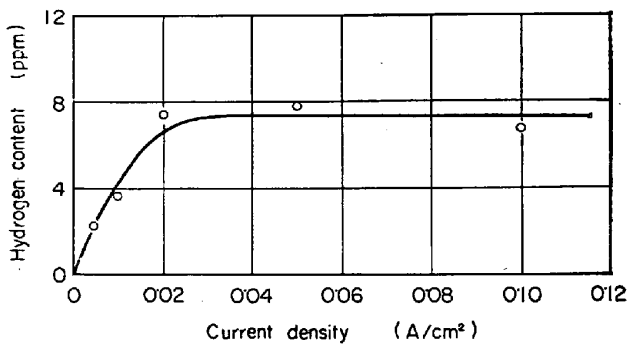


Fig. 11. Relationship between hydrogen content and current density for the roll material. Specimen charged for 7hr in 7% H₂SO₄+P+CS₂ solution.

量の関係は Fig. 11 のとおりである。遅れ破壊試験は容量 3 t のクリープ試験機を利用し、Photo. 5 のごとく、負荷中も電解を継続し、負荷中の時間経過による試片中からの水素の逸出による変化を防止したが、結果は Fig. 10 に示すように試片組織が球状パーライトであるにもかかわらず、きわめて高い破壊感受性を示した。

上記の実験より、鍛鋼焼入れロールは吸蔵水素量が 3.5 ppm 程度存在すれば容易に遅れ破壊が発生してもさしつかえないといえる。また、破壊ロールの調査から、出鋼時の水素量がおおよそ 3.5 ppm を越える溶解のロールに割れ発生頻度の高い傾向が明らかにされたが、鋼材中の水素は造塊後の鍛造、熱処理によつて拡散、逸出すること

も容易に考えられるから、焼入れ後のロールに残存せる水素量が遅れ破壊発生危険限界に達するほどのものであるか、どうかについてさらに検討することを必要としよう。また、調査対象としたロール群において、同一溶鋼から製造した数本のロールの中でも、遅れ破壊が発生するものと、しからざるものが存在することについても説明せられねばならぬであろう。

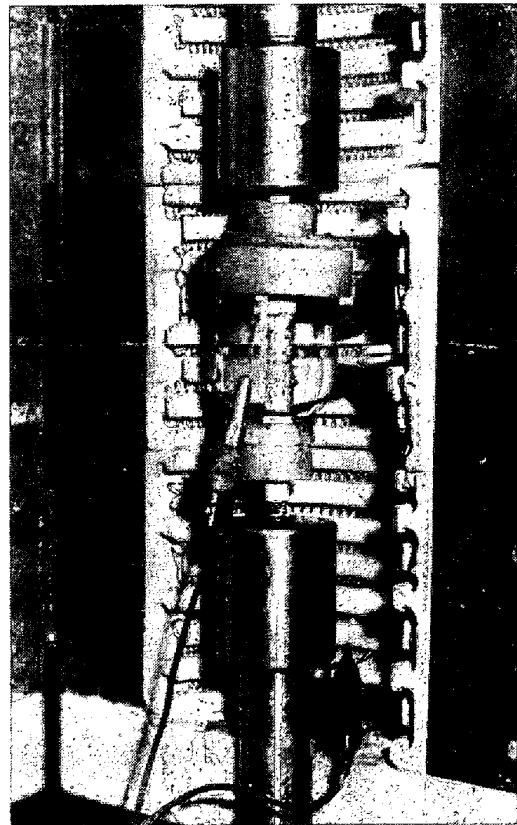


Photo. 5. Arrangement for stress rupture test.

無限円柱の材料内に均一分布の形で含まれている水素の拡散逸出する状態は、次の微分方程式²⁰⁾において、

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \left(\frac{\partial^2 c}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial c}{\partial r} \right) \dots \dots \dots (1)$$

において、初期条件 $t = 0$ の時 $c = C_0$

境界条件 $r = 0$ において $\frac{\partial c}{\partial r} = 0$

$r = a$ において $c = 0$

のもとに解くことによつて、

$$C = 2C_0 \sum_{n=1}^{\infty} \frac{1}{\lambda} e^{-\frac{D\lambda^2 t}{a^2}} \frac{J_0\left(\frac{\lambda_n}{a} r\right)}{J_1(\lambda_n)} \dots (2)$$

ただし、

λ_n : $J_0(x) = 0$ の n 番目の項

a : 材料の半径

r : 材料の半径上の任意の点

C_0 : 初期水素濃度

D : 水素拡散恒数

20°C において 0.005 cm²/hr

800°C において 0.43 cm²/hr

1000°C において 0.57 cm²/hr

で与えられる。鍛造および焼鈍の工程においては、中心孔をあけぬまま処理されるが、中心孔をあけた状態を想定し、直径 200 mm として計算すると Fig. 12

のごとくなり、保持温度によつて著しく相異なるが、Fig. 4 の造塊後の熱履歴から判断すると、調査対象ロールのごとき寸法、形状の材料中の水素は、鍛造、焼鈍後では少なくとも、出鋼時の水素量に比して 50~30% 以下に減少しなければならぬこととなる。しかし、実際には焼鈍後のロール材の中心孔部分より高速トレパニングマシンで採取した試料について水素分析を実施した結果、Fig. 13 のように出鋼時の水素量とほとんど変わらぬ部分さえ存在することを示した。このような鋼材中の水素の偏析は、大型鋼材についてはしばしば認められる現象であつて、すでに筆者ら²¹⁾が報告しているが、下田ら²²⁾が指摘するように鋼材中の水素の拡散速度、あるいは通路は鋼材中の組織、偏析、微小欠陥の存在によつて相異すると同時に、応力が存在するか否かによつても異なつてくる²³⁾こと

からしても、当然考えられる現象である。

このように鋼材中の水素は偏析しやすく、その状態は種々に変化するが、偏析水素の最大値は出鋼時に求められるような含有水素量の平均水準の高低によつて相異し、上記の測定例からして出鋼時の水素量とほぼ同程度のものと考えられる。したがつて実際のロールについての統計的調査結果と実験的な遅れ破壊試験結果とは矛盾せず、出鋼時、あるいは焼入れ時のロール内部に 3.5ppm 前後の水素が吸蔵されている場合には焼入れ後、置き割れ—水素に因る遅れ破壊を生ずることとなる

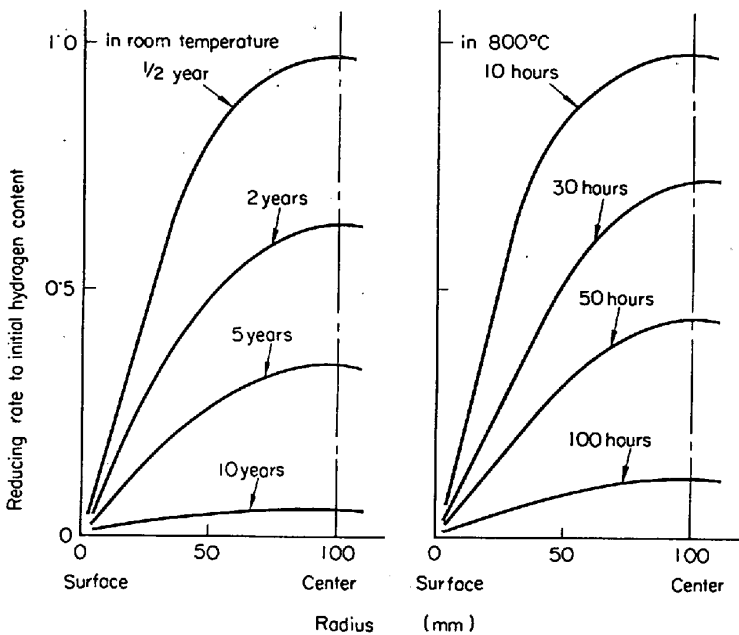


Fig. 12. Relationship between holding temperature and times to diffusion of hydrogen in cylindrical steel shaft.

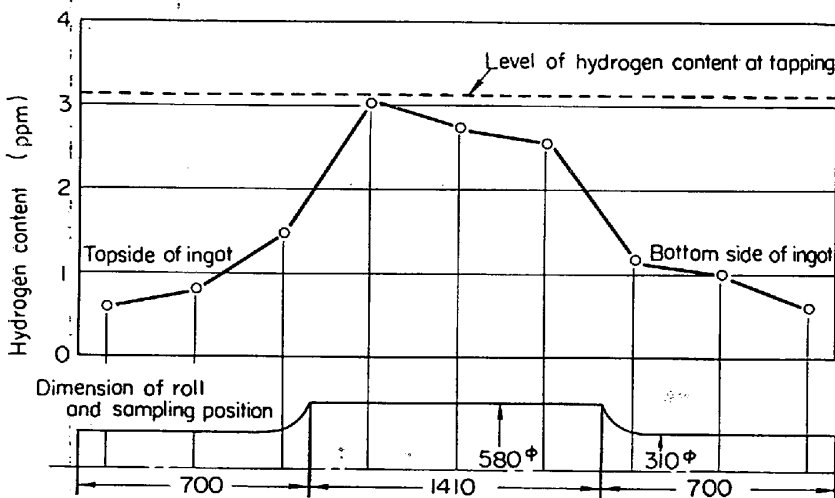


Fig. 13. An example of distribution of hydrogen in the core trepanned from the roll after annealing.

う。

しかし、同一溶鋼から製造したロールでも、一般の合金元素、あるいは非金属介在物の偏析と同様に水素の偏析の程度は必ずしも同一でないことと、ロール内部の破壊の起点となる微視的な欠陥の多様性からして、遅れ破壊を発生するものと、しからざるものが発生するものと考えることができよう。遅れ破壊試験片と同時にロール断面の肉厚の中央部から採取した衝撃試験片について遷移温度を測定した結果は、前掲の Fig. 6 のごとく遷移温度は 130°C 付近にあつて、常温では完全な脆性を示すから、破壊の起点の微視的な欠陥への水素の濃集の結果、微小亀裂の発生と同時に脆性破壊へ進展するであろうことは想像に難しくなく、鍛鋼焼入れロールの遅れ破壊の場合、亀裂の生長期が存在しないか、存在してもきわめて短期間でただちに破壊に至るものと考えられる。また、このような破壊過程から、置き割れ—水素による遅れ破壊を発生するロールの検出は通常実施される諸検査では困難であるとともに、割れ発生の時期も予想し難いのは当然の帰結であるともいえよう。

上記のごとき 2～3 の考察により、鍛鋼焼入れロールの置き割れの原因は、従来よりとなえられていたごとき焼入れのさいの過大な残留応力による単純な焼割れや残留オーステナイトの経時的な分解による付加応力による破壊でなく、ロール中に吸蔵される水素と応力条件によつて発生する遅れ破壊現象であることを明らかにしえたと思う。鋼の遅れ破壊は、応力がまったく作用しないか、または水素が存在しない場合には破壊を生ずることはないから、鍛鋼焼入れロールの遅れ破壊防止策とし

ては、焼入れのさいの残留応力の発生を軽減することと、含有水素量を極力減少せしめることが指摘できる。しかし、冷間圧延用の鍛鋼焼入れロールに要求される十分な表面硬度と焼入れ硬化深度を得るためには、必然的に強力な焼入れ法の採用が必須となるから、実際には残留応力の軽減は困難であつて、残留応力を軽減するよりはむしろ含有水素量を減少せしめるような手段、すなわち真空脱ガス法の採用などが実際のロールの製造にあつて重要であろう。

3. 鍛鋼焼入れロールの中心孔よりの疲労破壊について

3.1 鍛鋼焼入れロールの中心孔の疲労破壊の発生状況

鍛鋼焼入れロールの疲労破壊はロール軸受部の切損、ロール表面焼入れ層のチルはげなどとして発生するが、いずれも設計、機械加工の不良、材料欠陥の存在によるものであるのに対して、ロール中心孔よりの疲労発生の状況は、これらとやや様相を異にする。

ロールの中心孔の疲労亀裂は、圧延工場における圧延作業への使用の初期に発生し、冷間圧延作業中に楕円変形を生じて使用不能に陥るか、はなはだしい場合は完全な分離破断に至り、一般に期待されるロール寿命の1/10～1/20で廃棄せざるをえなくなる。疲労亀裂はPhoto. 7のようにロール中心孔壁より発生し、螺旋状にロール表面側に進展する。その破面は Photo. 6 のごとく疲労破壊特有の貝殻状破面を明瞭に示すが、破壊の起点、あるいは亀裂の経路にはなんらの材料欠陥も存在しない。なお、中心孔面は焼入れの際の加熱によつて発生した酸化

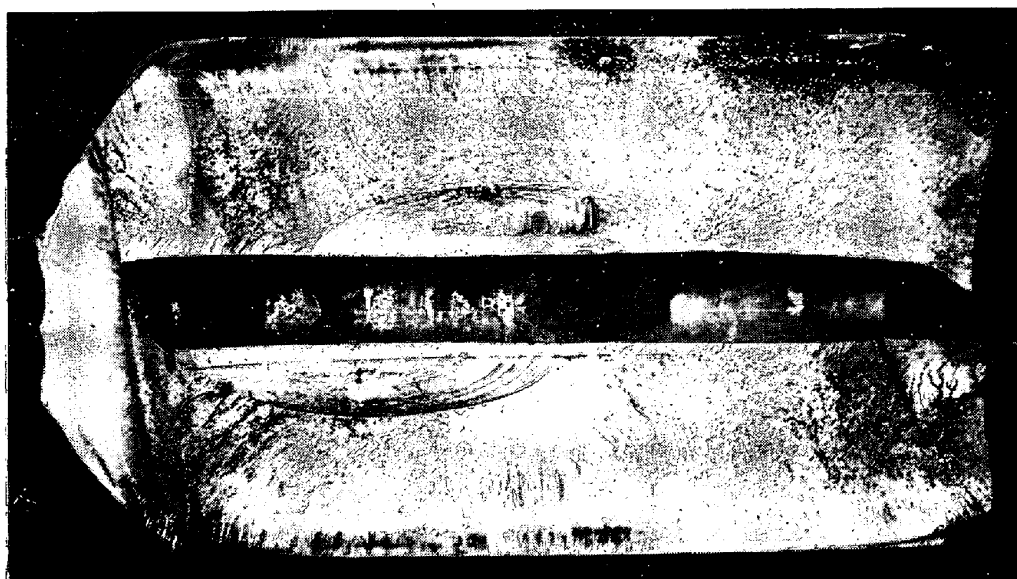


Photo. 6. Typical axial fracture caused by fatigue in roll bore.

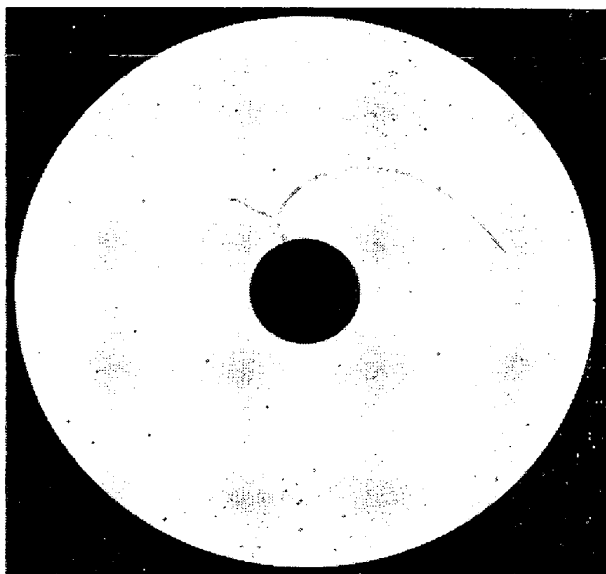


Photo. 7. Fatigue cracks in cross section of roll.

膜および若干の脱炭層を有するが、この状況は疲労破壊を生ぜざる正常なロールと同様である。

また疲労破壊を発生せるものと、しからざるロール間には、鋼種、組織、硬度分布にも相異は認められない。なお、これらの鍛鋼焼入れロールの鋼種は前述のTable 1のものであるが、水素に因る遅れ破壊が、同一ロール製造工場、同一の製造工程によったロール内でも不特定に発生するのに反して、この疲労破壊現象は特定の工場、特定の期間に製造された少数のロールにのみ発生する傾向を示すものである。

この種の破壊現象については、2~3の報告も発表されており、A. V. GURÉV²⁴⁾は、圧延のさいの作用応力の解析から中心孔近傍の欠陥の存在が破壊原因であるとしているが、前記のごとく、ロールの使用前に実施した諸検査の結果から、欠陥の存在が認められぬにもかかわらず破壊を発生する事実からして、このような説明のみでは十分なものといえない。また、J. DUGAN²⁵⁾あるいは V. G. BORISENKO²⁶⁾らは焼入れ硬化層の厚さ、中心孔における焼入れ層の有無など熱処理上の問題と関連している現象であることを示唆したが、破壊機構についてはまったく触れていない。

一般に疲労強度は、材料の引張り強さ、硬度と直線的な相関を示し、引張り強さ、硬度が等しければ、ほぼ同一疲労強度を示すものと考えられている。しかし、すでに述べたようにロール間の組織、硬度などの材料特性には相異が存在しないにもかかわらず、疲労破壊を発生するものと、しからざるロールが存在し、一般的な傾向とは相異なる。したがってロールが疲労破壊を発生せしめる要因をロールの材

料特性以外のロール間の相異に破壊原因を求めねばならぬものと考えられる。

3.2 圧延時のロール内部の作用応力とロールの強度

圧延作業中のロールの変形、ロール内部の作用応力は複雑であるが、4段冷間圧延機の作動ロールの場合、作動ロールより大径の補強ロールによつて上下が保持されているため、圧延圧力によるタワミは無視でき、かつ、補強ロールおよび被圧延材との接触部における変形も局部的な表面現象にとどまるから、疲労破壊発生個所における作用圧力は、肉厚の環が外部より圧潰荷重を受けた場合と同様とみなすと、次式²⁷⁾で求めることができる。ただし、このさいの諸元は Fig. 14 のとおりとする。

$$\sigma = \frac{\rho}{4e} \left[\frac{-2}{(1+K)\pi} + \frac{1}{K} \left(\frac{-2}{(1+K)\pi} + \cos\theta \frac{\eta}{\gamma + \eta} \right) \right] \dots\dots\dots (3)$$

ここで、 $P = \frac{W}{e}$

$$K = \frac{1}{3} \left(\frac{e}{\gamma} \right)^2 + \frac{1}{5} \left(\frac{e}{\gamma} \right)^4 + \frac{1}{7} \left(\frac{e}{\gamma} \right)^6 + \dots\dots (4)$$

圧延圧力は、H. FORD, E. OROWAN, W. TRINKS などの多くの理論式²⁸⁾からも計算で求めることができるが計算値、実測値ともロール形状、圧下率、素材の変形抵抗、ロール面の摩擦係数、潤滑剤の種類や前方および後方張力の大きさなどに異なってくる。実際の圧延圧力は被圧延材の板幅 1000 mm 当たり 700~1500 t であるので、今妥当なロール負荷としてロール胴長 1000 mm 当たり 1000 t とすると、(4-1)式からロール内部の作用応力は、Fig. 15 に示すごとく、圧下を受ける a-a 断面では、ロール表面に圧縮応力、ロール中心孔面に引張応力を生じ、逆に a-a 断面から 90° 移動した b-b 断面では、ロール表面に引張応力、ロール中心孔面に圧縮応力を生ずる。

すなわち、圧延作業中、ロール中心孔壁は、繰り返し曲げ応力を受ける湾曲せる梁のごとく、 $\pm 14 \text{ kg/mm}^2$

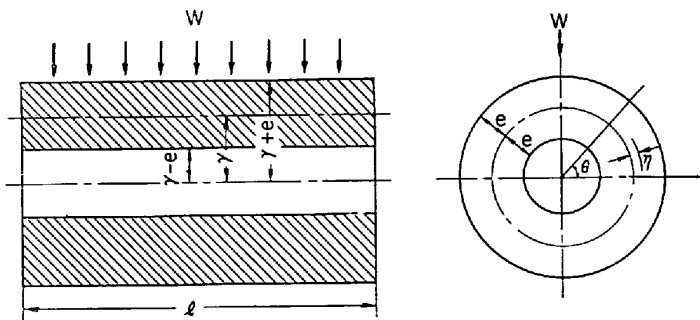


Fig. 14. Designations in the calculation formula of working stress.

Table 5. Chemical composition and mechanical property of the roll used in fatigue test.

Roll No.	Barrel dia. mm	Surface hardness H(s)	Chemical composition %				Mechanical property *			
			C	Cr	Mo	V	Yield str.	Tensile str.	Elongation	Contraction
1061	410	98	0.79	1.93	0.24	0.10	49.2 kg/mm ²	71.3 kg/mm ²	24.8%	58.6%

* at near the roll bore.

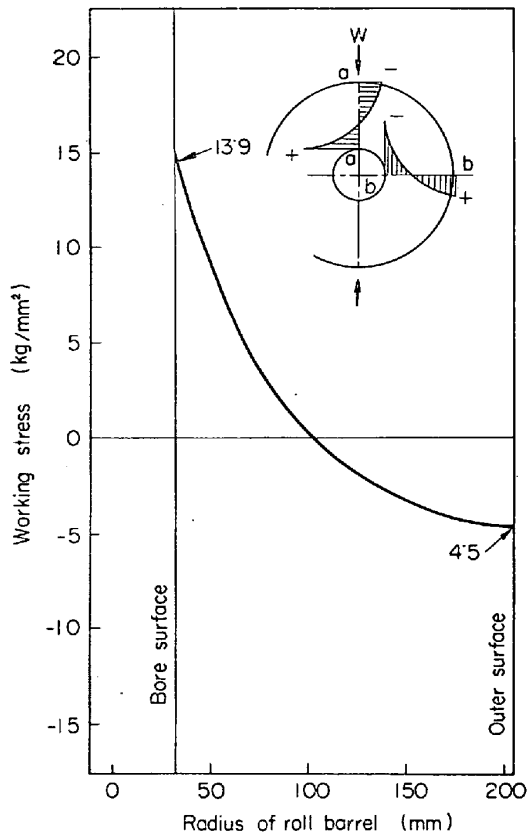


Fig. 15. Distribution of working stress in the roll section (Mill load W, to roll length : 1000t/1000 mm)

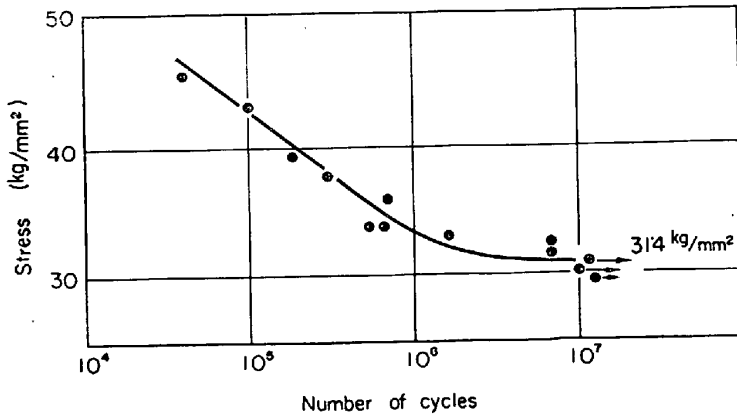


Fig. 16. Rotating bending fatigue test on the roll material near the roll bore.

の引張圧縮応力を受けながら回転し続けることとなる。

ロール中心孔壁の疲労強度は、中心孔部分より採取した材料についての疲労強度より求めねばならないが、Table 5のごとき実際の作動ロールの中心孔壁近傍より切り出した材料について実施した小野式回転曲げ疲労試験による疲労強度は Fig. 16のごとく 31 kg/mm² の値が得られた。

この疲労強度は、10 mm φ の表面仕上げ状態の良い小型試験片より得られたものであるから、この疲労強度をもつてただちにロール中心孔壁の疲労強度を代表するものとみなしえず、疲労強度に対する寸法効果、表面粗さの影響を考慮しなければならない。作動ロールの中心孔の仕上げ状態は、通常 25~45 S 程度の並仕上げであるが、Photo. 2からもわかるように熱処理によつて若干の酸化膜、脱炭層の発生も認められる。表面仕上げの不良、脱炭層の存在による疲労強度の低下については NIEMANN らや川田、上田らなどの多くの研究によつて確かめられ、特に脱炭層の存在は疲労強度を著しく劣化せしめることが明らかにされている²⁹⁾。また、寸法効果についても O. J. HOGER, H. F. MOOR, 大内田などによつて多くの試験が実施され、回転曲げ疲労試験では試験片径 80~100 mm 程度まで、試験片径の増加とともに疲労強度を低下し、その後はほぼ一定値を示すことが知られている²⁹⁾。

したがつて、実際の冷間圧延用作動ロールの中心孔壁の疲労強度の算定に当たつて、これらの資料より表面仕上げの不良、脱炭層の存在による疲労強度の低下率を20%とし、寸法効果による低下率を20%とするならば、実際のロール中心孔壁の疲労強度として 19 kg/mm² をとることができる。

圧延作業中の中心孔壁にかかる作用応力は、上記のごとく ±14 kg/mm² であるのに対して、考えられる疲労強度は 19 kg/mm² であるから、なんらかの欠陥が存在しなければ破壊現象を説明することができない。しかし、すでに述べたように材料欠陥は認められていないから、疲労強度に作用する要因として、残留応力の作用について検討しなければならない。

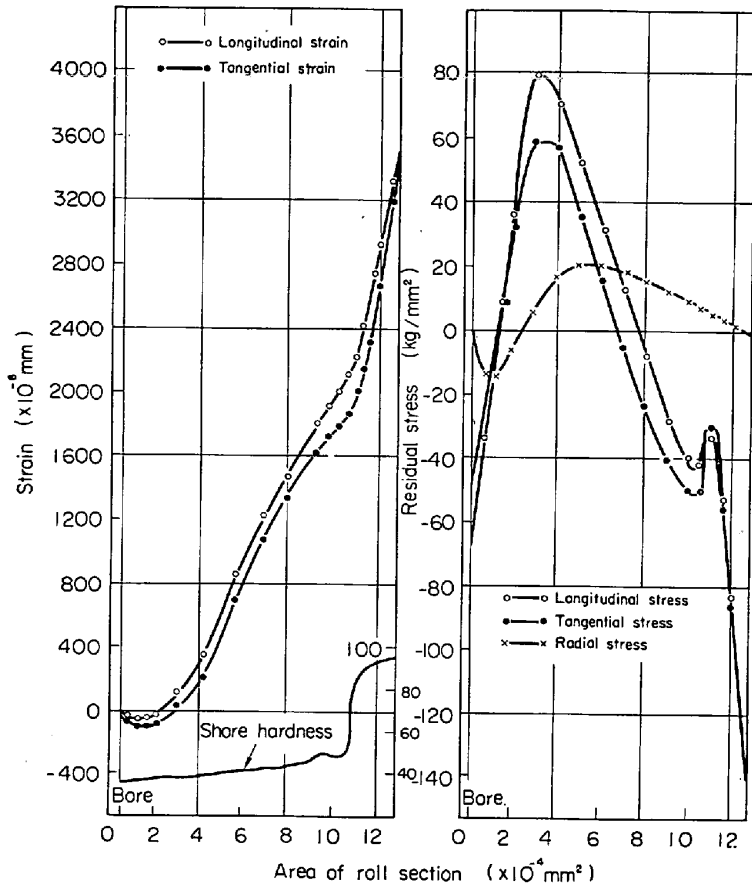


Fig. 17. Residual stresses in a roll from the normal group.

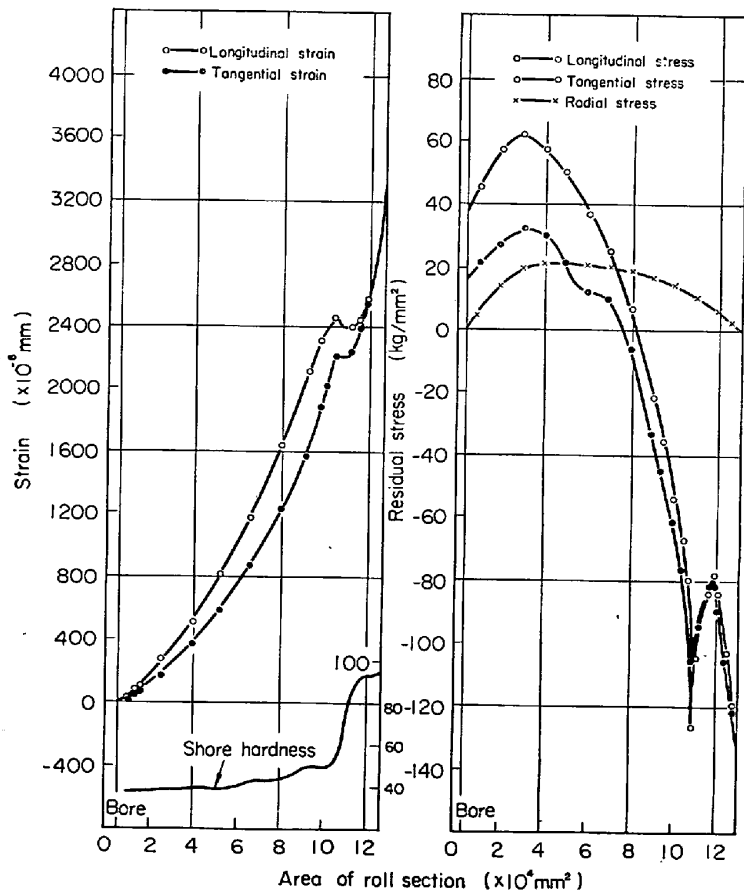


Fig. 18. Residual stresses in a roll from the defective group.

3.3 疲労破壊に対する残留応力の作用の検討

前述のごとく、ロール中心孔壁より破壊を発生するものは、特定の少数群に属するものであるため、破壊発生ロール群と正常なロール群より抜きとつた未使用のロール各1本について Sachs の穿孔方法で残留応力を測定した。ロール形状はロール胴径 405 mm、中心孔径 75 mm のもので、測定結果を Fig. 17 および Fig. 18 に示した。硬度分布、ロール表面層の残留応力の分布には相異が認められないが、中心孔壁部の残留応力の分布は著しく相異し、軸方向の破壊に作用する切線方向の残留応力は、破壊発生ロール群では約 15 kg/mm² の引張応力であるのに反して、破壊を発生しない正常なロール群のものでは約 70 kg/mm² の圧縮応力を示し、両者のロール間に明瞭な相異が存在することが判明した。

疲労強度におよぼす残留応力の作用は、一般に圧縮残留応力の場合に疲労強度を高め、引張応力の場合に疲労強度を低下せしめるとされている³⁰⁾。しかし繰り返し応力が作用する場合、残留応力は定常値を保たず、減少する場合³¹⁾もあるから、疲労強度に作用する度合いを明確にすることが困難なことが少なくない。冷間圧延用作用ロールの場合、圧延作業へのロール組込みの前後において、X線によつて測定したロール表面の残留応力は、ほとんど変化が認められなかつたから、残留応力を平均応力として取り扱い、かつ、平均応力、振幅とも変化しない場合の疲労現象として、ロール中心孔の破壊現象を解析しようものとした。したがつて、この場合冷間圧延作業中にロールの中心孔壁に作用する応力状態は Fig. 19 のごとく表わしうる。

疲労強度におよぼす平均応力の影響については多くの研究、法則が発表されているが、最も普遍的な Modified-Goodman law によるものとするれば、両振耐久限度を σ_w 、引張強さを σ_B とすると、平均応力 σ_m において許容される応力振幅 σ_a は、

$$\sigma_a = \sigma_w (1 - \sigma_m / \sigma_B) \dots\dots\dots (5)$$

で与えられ、Fig. 20 のように横軸に σ_m 、縦軸に σ_a をとつて耐久限度線図を表わすと、 σ_w と σ_B を結ぶ直線で表わしうる。したがつて中心孔壁から疲労破壊を起こしたロール群より抜きとつたロールの中心孔壁の疲労強度は、残留応力の作用によつて、実際にはおおよそ 15 kg/mm² 程度

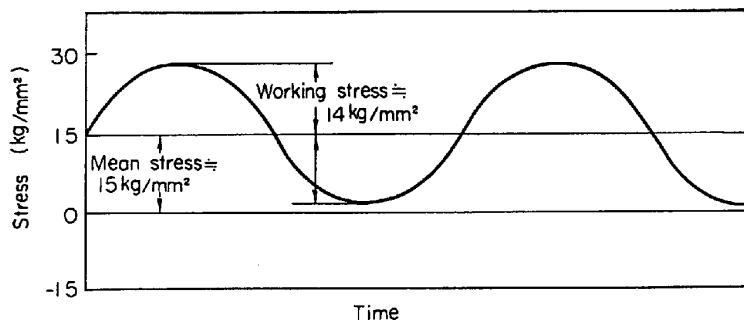


Fig. 19. Schematic representation of the alternative working stress as affected by the mean stress at the roll bore.

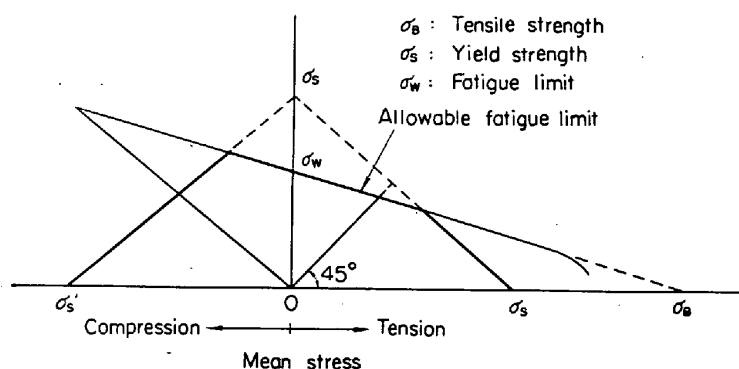


Fig. 20. Modified Goodman diagram.

まで低下せしめられることとなる。すなわち、圧延作業中に働く作用応力に近似的に一致し、破壊条件をほぼ満足せしめる。

上記のことは、冷間圧延用作用ロールの中心孔部分の残留応力が本測定に供したロールよりも大きな引張残留応力を有する場合、中心孔壁の表面仕上げ、脱炭層の発生状況が不良の場合、あるいはロール胴長 1000 mm に対して 1000 t と仮定した圧延圧力がさらに高い場合には、きわめて容易に疲労破壊を発生するであろうことを示唆する。同時に、圧延の開始とともにロール表面温度が上昇し、50~80°C 程度に達することが知られており、ロール温度が定常状態に達するまでの過渡的な熱応力も、中心孔壁の引張残留応力に相乗して作用し、破壊発生傾向を助長するとみなしてさしつかえないであろう。

これに反して、ロール中心孔壁の残留応力が圧縮応力の場合には、上記と同一の使用条件において、疲労破壊発生条件に対してきわめて安全側にあるので、圧延作業中にロール中心孔より破壊を発生しないことは明らかである。なお、ロール中心孔からの疲労破壊の発生が、ロールの使用の初期に集中することは、ロールの使用とともに表面層の研削回数が増加し、この研削—ロール胴径の減少—による残留応力の解放によつて、ロール中心孔壁の引張残留応力が減少し、中心孔壁の疲労強度を低下

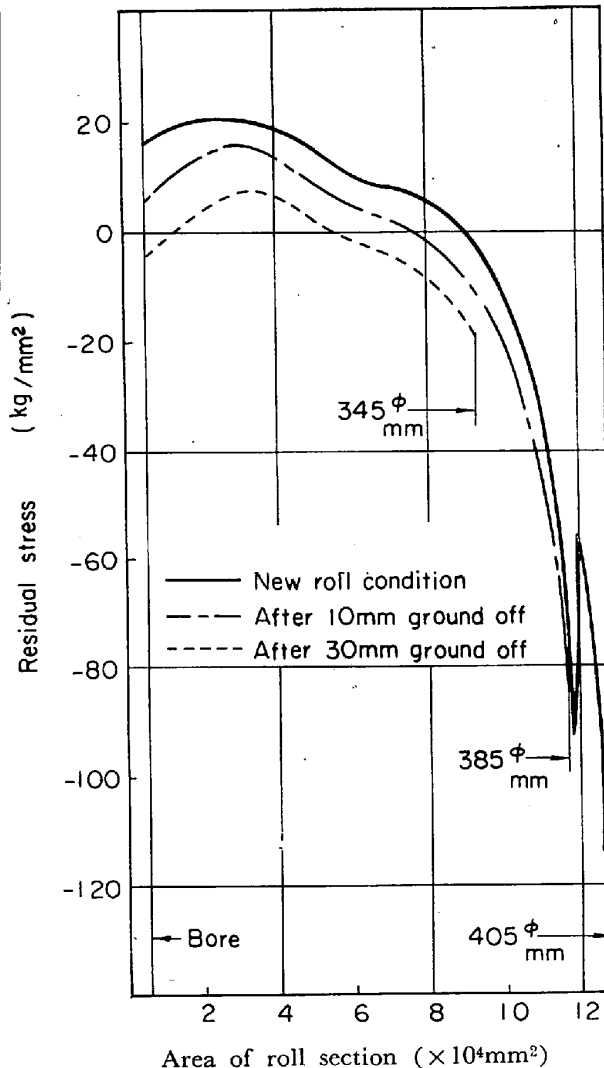


Fig. 21. Distribution of tangential residual stress after grinding off the surface of the roll.

せしめる条件が軽減せしめられることから説明できると考える。Fig. 21 は、Fig. 18 のごとき残留応力を有するロールの表面層を 10 mm および 30 mm 研削したと仮定した場合の切線方向残留応力の変化の状況計算によつて求めたものであるが、ロール表面の研削による中心孔壁部の引張残留応力の低下傾向—圧縮応力側への移動が認められる。

3.4 鍛鋼焼入れロールの残留応力の分布形態の検討

ロール中心孔部より疲労破壊を発生せるものと、しからざるもの間に、残留応力の分布形状に明確な相異が存在することが明らかにされたので、直径 100 mm の 0.4% 炭素鋼の小型試料を用い、焼入れ方法と残留応力の分布状態に関する関係を追求した。なお、0.4% 炭素鋼の試材を用いたのは、試片断面に対する焼入れ硬化層の比率が、実際の鍛鋼焼入れロールと近似することによる。

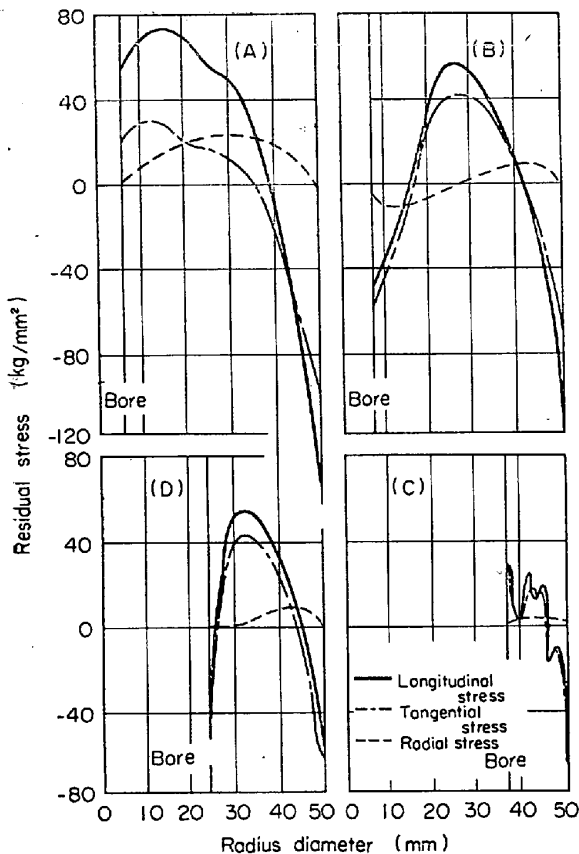


Fig. 22. Effect of bore diameter at quenching to residual stresses.

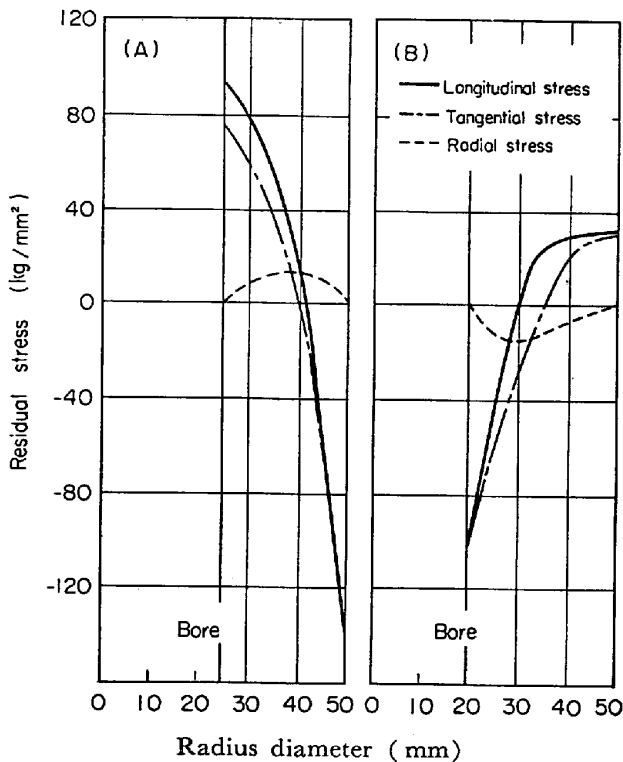


Fig. 23. Effect of bore quenching and external quenching of the bored pieces on residual stresses.

冷間圧延用作用ロールはロール表面層の焼入れ効果をもとめ、肉厚中央部の最大引張残留応力の軽減の目的から、中心孔をうがち、内外からの焼入れが実施される。中心孔の有無および中心孔径の大小による残留応力分布の変化は Fig. 22 の小型試片について測定結果から定性的にうかがい知ることができ、中心孔をあけぬものに比較し、中心孔径をうがった場合は、肉厚中央部の引張応力の最大値が低下し、かつ、中心孔径の増加とともに低下傾向を大にし、同時に中心孔部の残留応力は引張応力より圧縮応力に変ずる。

外周および内周より、それぞれ別個に焼入れした場合は Fig. 23 のごとく冷却側面にのみ圧縮応力を発生すること、また、Fig. 23 (B) の残留応力の発生状況から、前項のロール中心孔からの疲労破壊を発生せるロールの Fig. 18 のごとき残留応力の発生は、焼入れ時における中心孔部の冷却効果が小さかったことによるものと判断される。

鍛鋼焼入れロールの中心孔は強度および剛性上の点から大きさに制約を受け、単なる焼入れによつては圧縮残留応力を付与するに十分な冷却効果が得られぬから、焼入れにさいしてはなんらかの方法をもつて中心孔内の強制冷却が実施される。したがつて、中心孔より疲労破壊を発生せるロールは、その製造工場における焼入れ操作の不良から中心孔内の冷却が十分でなかつたために生じたものといえる。

なお、上記の試験に用いた材料は、すべて電気抵抗炉中で 850°C に均熱した後に焼入れたが、ロールの焼入れには誘導電流、あるいは火炎による表面焼入れ法も採用される。Fig. 24 は誘導加熱焼入れによつたロール径 560 mm の鍛鋼焼入れロールの残留応力の測定結果を示した。ロール断面の肉厚中央部より外周側に大きな残留応力を発生しているが、中心孔側には圧縮応力を生ぜず若干の引張応力を示した。したがつて、このようなロールは上記のように疲労破壊を生じやすいと考えられるので、高周波移動焼入れ法と残留応力の分布についても検討した。試験方法としては 8 kc の高周波誘導電流を用い、試片表面の加熱温度を 850°C として、焼入れのさいの加熱輪の送り速度と試片内部の温度分布、および焼入れ後の試片断面の硬度、残留応力の分布を測定したが、その結果は Fig. 25 に示すごとく、表面層を十分に焼入れ硬化せしめるため、加熱のさいに小さな送り速度を採用すると中心孔部に引張応力を発生し、逆に中心孔部に引張残留応力を発生せしめぬように、大きな送り速度を採用すると十分な焼入れ硬化層の深度が得られなかつた。このことは高周波誘導電流、あるいは火炎による

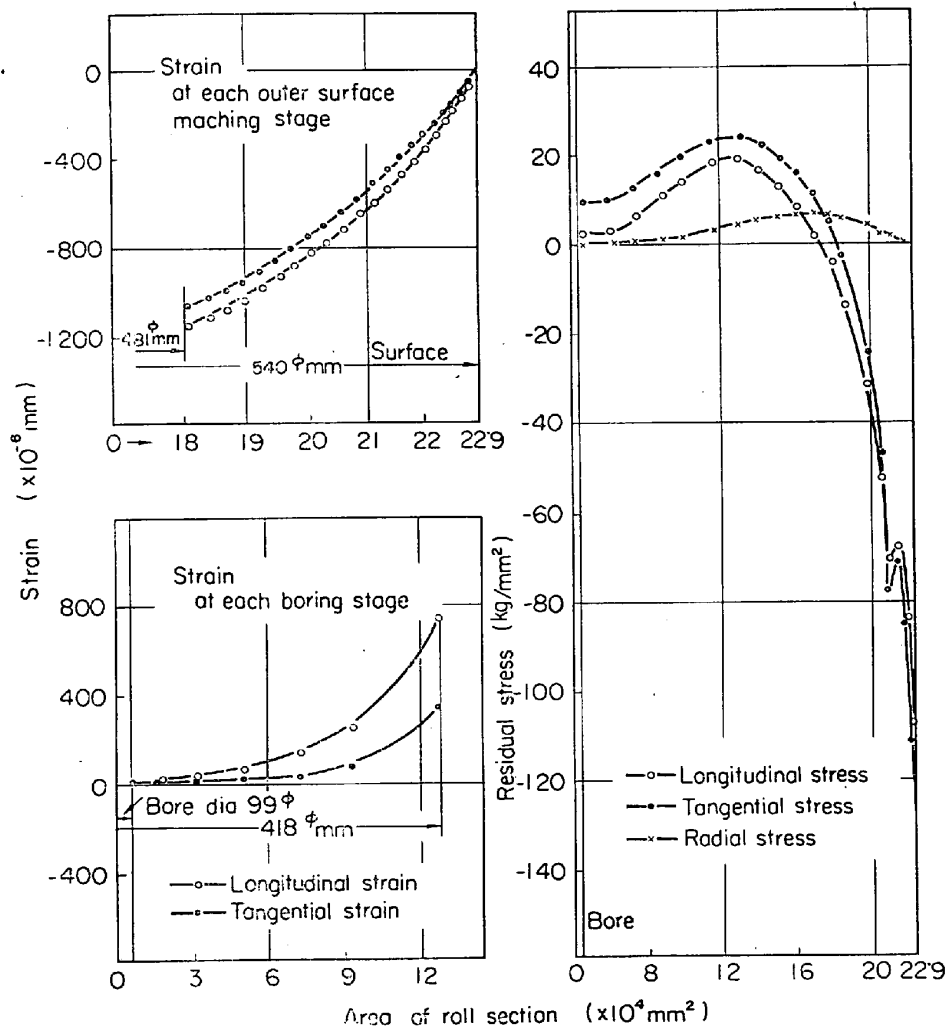


Fig. 24. Residual stresses in an induction quenching roll.

表面焼入れ法による場合は、中心孔をあけぬロール形状とすることが望ましく、圧延操作上、中心孔をあけざるをえぬ場合には移動焼入れ法を採用せずに、加熱輪をロール胴部全長に配置した定置焼入れ法によつてロール内外を均熱した後、ロールの内外から冷却、焼入れを実施する必要があるといえる。

4. 結 言

4 段冷間圧延機用作用ロールとして用いられる鍛鋼焼入れロールに生ずる破壊現象のうち、ロールの保管中、あるいは圧延作業への使用の初期に発生する置き割れ、およびロール中心孔からの疲労破壊の現象について考察を加えたが、その結果従来からの諸説に反して下記の事項を明らかにした。

1) ロールの置き割れ現象は、焼入れのさいに発生する過大な残留応力による焼割れや、残留オーステナイトの分解に基づく付加応力による時効割れではなく、引張残留応力の存在の下で、ロール材中に吸蔵された水素に

よる遅れ破壊現象であることを明らかにした。また、置き割れがみかけ上、冬期に集中発生するのは温度が高く、必然的に製鋼時の溶鋼の水素吸蔵量が増加しやすい夏期に溶解せられたものが、製造工程から、たまたま冬期に焼入れ工程に入るためと判断され、気温変動から生ずる付加応力によるものではない。したがつてとかく問題にされていたような冬期のロールの取り扱いについて特別な配慮を必要とせざること、置き割れの防止には製鋼、造塊時の水素吸蔵量を低減することが第一であることなどを示唆した。

2) ロールの中心孔からの疲労破壊の現象はロール内部の性状、特性の相異によるものでなく、ロール中心孔部に発生した引張残留応力が、圧延作業の使用にさいして生ずるロール内部の作用応力に対して平均応力として作用する結果、ロール中心孔部の疲労強度を低下せしめることによることを明らかにし、ロールの強度、特に疲労破壊に対しては残留応力の作用を重視する必要があることを示した。

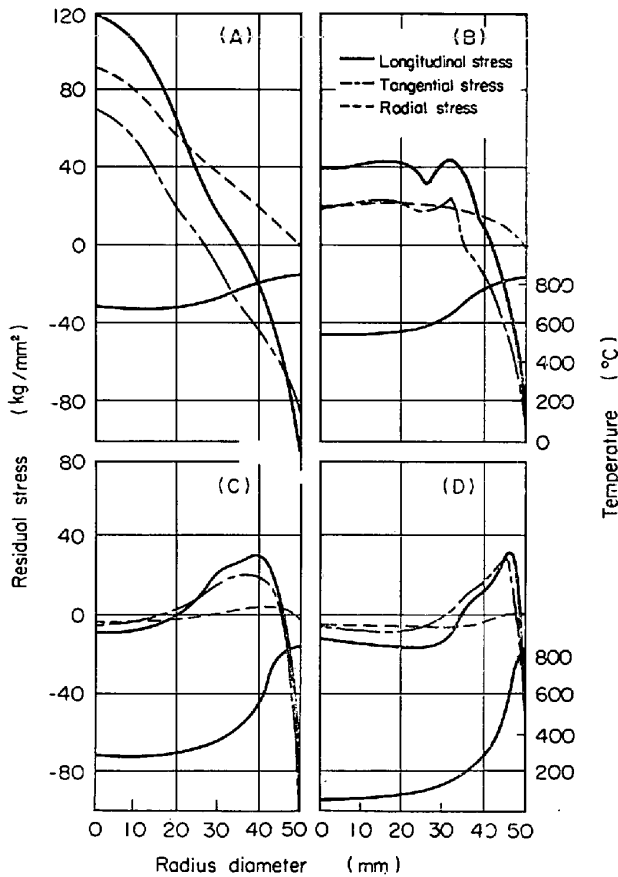


Fig. 25. Residual stresses in the test pieces which had temperature gradient between inside and outside at quenching.

また、中心孔より疲労破壊を生じたロールは、焼入れのさいに圧縮残留応力を生ぜしめるに十分な中心孔内の冷却効果が得られなかつたことによると判断されるが、ロール断面の残留応力の分布は熱処理法により変化するため、残留応力の分布状態を考慮に入れた適切な焼入れ条件の設定の重要性を強調しうるものと考えられる。

本研究によつて、上記のごとき鍛鋼焼入れロールの早期破壊の原因、破壊過程を追求しえたが、実際のロールの製造に当たつては、すでに適切な方法が採用せられ、現在のはかかる事故の発生をみることはないことを、ロールの製造に携わる方々のために付記しておかなければならないであろう。

最後に本研究の実施に当たり、終始協力を賜つた日本製鋼所 室蘭製作所研究所の松尾治男氏を始めとする諸氏に深くお礼を申し上げる。

文 献

1) H. BÜHLER: *Stahl u. Eisen*, 82 (1962) 10, p. 622

- 2) 磯村, 佐藤: *日本金属学会誌*, 25 (1961) 5, p. 360
- 3) 下田: *日本金属学会分科会報告*, V-A(1952), 8
- 4) 桑原, 三輪, 有賀: *鉄と鋼*, 43 (1957) 1, p. 24
- 5) 安藤, 後閑, 荒瀬: *鉄と鋼*, 43 (1957) 2, p.127
43 (1957) 4, p.451
- 6) 川口: *日本金属学会誌*, 15B (1951) 5, p. 212
- 7) J. W. SPRENTNAK, C. WELLS: *Trans. Amer. Soc. Metals*, 42 (1950), p. 233
- 8) 広根: *理化学研究所彙報*, 16 (1937) 11, p.1229
- 9) H. TREPPSHUH: *Archiv, Eisenhüttenwesen*, 13 (1940) 10, p. 429
- 10) 下田: *日本金属学会誌*, B14 (1950) 3, p. 13
- 11) C. SYKES: *Steel Processing*, (1954) 3, p. 168
- 12) F. W. JONE: *Steel and Coal*, (1962) Aug. 24, p. 354
- 13) 川口, 柴崎: *日本製鋼技報* (1959) 1, p. 23
- 14) Y. IMAI, S. OHARU: *Science Reports of the Research Institute, Tohoku Univ. Series A7* (1955) 469
- 15) S. G. FLETCHER, M. COHEN: *Trans. Amer. Soc. Metals*, 40 (1948), p. 728
- 16) 小林: *日本學術振興會, 製鋼19委報告* (1940), p. 209
- 17) 沢: *鉄と鋼*, 41 (1955) 4, p. 417
- 18) 松浦, 田口, 中村: *鉄と鋼*, 41 (1955) 3, p.434
- 19) A. R. TROIANO: *Trans. Amer. Soc. Metals*, 52: (1960), p.54
E. A. STEIGERWALD, F. W. SCHALLER, A. R. TROIANO: *Trans. Metallurgical Soc. of AIME*.
- 20) 河合: *鉄と鋼*, 36 (1950) 12, p. 604
- 21) 阪部, 小野寺, 川口: *鉄と鋼*, 40 (1954) 3, p. 1111
- 22) 下田, 石塚, 大西, 沢田: *日本金属学会41年58回講演予稿* (1966)
- 23) 下田, 小野寺: *鉄と鋼*, 40 (1954) 12, p.1954
- 24) V. G. GURÉV, M. G. GEDBERG, S. G. TERETÉV, L. T. SHEPEL: *Stal (in English)* (1963) 5, p. 379
- 25) J. DUGAN: *J. Iron and Steel Inst*, (1950) 7, 96
- 26) V. G. BORISENKO, S. A. BOZHKO, A. M. SEREBRENNIKOV: *Stal (in English)*, (1962) 5, p. 384
- 27) 南日: *材料力学* (下) 養賢堂 (1947)
- 28) *鉄鋼技術協共研究会編: 圧延理論と変形抵抗* 誠文堂 (1960)
- 29) *日本材料学会編: 金属の疲労*, 丸善 (1964)
- 30) R. L. MATTSON, G. ROBERT: *Proc. Internal Stresses and Fatigue in Metals*, (1958), p. 337
- 31) 平, 村上: *材料試験* 8 (1959) 70, p. 607
材料試験 10 (1961) 95, p. 610